



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VLASTNOSTI NÍZKOLEGOVANÝCH OCELÍ ZA SNÍŽENÝCH TEPLIT

PROPERTIES OF LOW-ALLOYED STEELS AT DECREASED
TEMPERATURES

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

Bc. PETR DOLEŽAL

AUTHOR

VEDOUcí PRÁCE

doc. Ing. ANTONÍN ZÁDĚRA, Ph.D.

SUPERVISOR

BRNO 2014

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav strojírenské technologie

Akademický rok: 2013/2014

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Petr Doležal

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Slévárenská technologie (2301T014)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Vlastnosti nízkolegovaných ocelí za snížených teplot

v anglickém jazyce:

Properties of low-alloyed steels at decreased temperatures

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V průmyslové praxi jsou často používány nízkolegované oceli, které dosahují vyšších mechanických vlastností oproti nelegovaným nebo vysokolegovaným ocelím. Jejich vlastnosti jsou ovlivněny zejména chemickým složením oceli a metalurgickým a tepelným zpracováním. Vlastnosti zpravidla dosahují maxima za běžných teplot a s poklesem teploty pod teplotu okolí dochází k přechodu tvárného porušování ke křehkému. Řada strojních součástí, např. pro železniční dopravu, je používána za snížených teplot až -60 °C a posun tranzitního chování k nižším teplotám je zcela zásadní. Je používán zejména vhodný způsob metalurgického zpracování, jako např. modifikace vměstků, a dále je optimalizováno chemické složení oceli a režim tepelného zpracování.

Cíle diplomové práce:

Cílem diplomové práce je u vybraného typu nízkolegované oceli popsat vliv chemického složení a tepelného zpracování na vlastnosti oceli za snížených teplot. Na základě tahové zkoušky za snížené teploty bude popsán vliv chemického složení oceli, tepelného zpracování a dezoxidace oceli na tranzitní teplotu oceli.

Seznam odborné literatury:

PTÁČEK, L., aj. Nauka o materiálu II. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1999. 350 s. ISBN 80-7204-130-4.

LEVÍČEK, P., STRÁNSKÝ, K. Metalurgické vady ocelových odlitků. Praha: SNTL, 1984. 269 s.

ŠENBERGER, J., ZÁDĚRA, A., aj. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

PLUHAŘ, J., BENEŠ, V. Konstrukční a nástrojové materiály. 3 vyd. Praha: České vysoké učení technické. 1989. 131 s.

MACEK, K., aj. Kovové materiály. Praha: České vysoké učení technické, 1991. 157 s. ISBN 80-01-00682-4.

DORAZIL, E. Nauka o materiálu I. Přednášky. Skripta VUT. Brno: Vysoké učení technické, 1989. 247 s. ISBN 80-214-1028-0.

ELBEL, T., aj. Vady odlitků ze slitin železa. Brno: MATECS, 1992. 340 s.

Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2013/2014.

V Brně, dne 20.11.2013

L.S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Cílem práce byl výzkum v oblasti struktury a vlastností nízkolegovaných ocelí používaných za snížených teplot. Práce byla zaměřena zejména do oblasti tepelného zpracování a chemického složení kovu a jejich vlivu na hodnoty nárazové práce a tvrdosti. Na základě výsledků experimentu bylo navrženo chemické složení oceli a režim jejího tepelného zpracování.

Klíčová slova

nízkolegovaná ocel, snížená teplota, dezoxidace, tepelné zpracování, houževnatost

ABSTRACT

The goal of the thesis was research in the field of structure and properties of low alloyed steels used in low temperature environment. Work was focused on heat treatment and chemical composition of the steel and their impact to hardness and impact energy values. Chemical composition and heat treatment of steel was proposed on the basis of achieved results.

Key words

low-alloyed steel, low temperature, deoxidation, heat treatment, toughness

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

DOLEŽAL, P. *Vlastnosti nízkolegovaných ocelí za snížených teplot*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 65 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Antonín Záděra, PhD..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Vlastnosti nízkolegovaných ocelí za snížených teplot** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

Datum

Bc. Petr Doležal

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto doc. Ing. Antonínu Záděrovi PhD. za cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce. Dále bych chtěl poděkovat pracovníkům firmy Cronite CZ za pomoc při práci na experimentální části práce a v neposlední řadě mým rodičům a přítelkyni, kteří mě podporovali během celého studia.

OBSAH

ABSTRAKT	4
PROHLÁŠENÍ.....	5
PODĚKOVÁNÍ	6
OBSAH.....	7
ÚVOD.....	9
1. OCELI POUŽÍVANÉ DO NÍZKÝCH TEPLOT	10
1. FAKTORY OVLIVŇUJÍCÍ POUŽITÍ OCELÍ ZA NÍZKÝCH TEPLOT	12
1.1 Krystalická mřížka	14
1.2 Struktura oceli	16
1.2.1 Ferit.....	16
1.2.2 Perlit.....	16
1.2.3 Bainit.....	16
1.2.4 Martenzit.....	16
1.3 Chemické složení	17
1.3.1 Uhlík	17
1.3.2 Mangan	18
1.3.3 Nikl	20
1.3.4 Hliník	21
1.3.5 Chrom	22
1.3.6 Fosfor	22
1.3.7 Křemík	22
1.3.8 Další prvky snižující tranzitní teplotu	23
1.3.9 Další prvky zvyšující tranzitní teplotu	23
1.4 Velikost zrna	23
1.5 Tepelné zpracování	24
1.5.1 Fázové přeměny slitin železa.....	26
1.5.2 Žíhání	26
1.5.3 Kalení.....	29
1.5.4 Popouštění.....	29
1.6 Dezoxidace.....	30
1.6.1 Dezoxidace hliníkem	31
1.6.2 Dezoxidace křemíkem	31
1.6.3 Dezoxidace vápníkem.....	31
1.6.4 Dezoxidace prvky vzácných zemin	32

1.6.5	Další způsoby dezoxidace.....	32
1.7	Mikročistota oceli.....	32
2.	METODY ZKOUŠENÍ VRUBOVÉ HOUŽEVNATOSTI MATERIÁLU	34
2.1	Definice zkoušky rázem v ohybu dle Charpyho	34
2.2	Měrná jednotka.....	34
2.3	Postup zkoušky [14].....	35
2.4	Požadavky zkoušky [14]	35
2.5	Zkušební tělesa.....	35
2.6	Určení tranzitní teploty	36
2.6.1	Metody stanovení tranzitní teploty dle velikosti absorbované energie.....	37
2.6.2	Metody stanovení tranzitní teploty dle vzhledu lomové plochy	38
3.	POPIS EXPERIMENTU	39
3.1	Úvod - cíle experimentu.....	39
3.2	Plán experimentu.....	39
3.3	Postup a použitá zařízení.....	39
4.	EXPERIMENT A ZHODNOCENÍ EXPERIMENTU	42
4.1	1. série taveb.....	42
4.1.1	Postup.....	42
4.1.2	Výsledky	44
4.2	2. série taveb.....	49
4.2.1	Postup.....	49
4.2.2	Výsledky	51
4.3	3. série taveb.....	58
4.3.1	Postup.....	58
4.3.2	Výsledky	60
4.4	4. série taveb.....	65
4.4.1	Postup.....	65
4.4.2	Výsledky	66
5.	ZÁVĚR A DOPORUČENÍ	70
	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	72
	SEZNAM OBRÁZKŮ.....	74
	SEZNAM GRAFŮ	75
	SEZNAM TABULEK	76

ÚVOD

Většina současných studií a publikací se soustředí především na vlastnosti materiálů za vyšších teplot. Některé výrobky (a mezi nimi i odlitky) jsou však využívány i za teplot pod bodem mrazu. Stejně jako vyšší teplota, nízká teplota zásadní měrou ovlivňuje chování materiálů a jejich mechanické charakteristiky.

Všeobecně nejznámějším případem vlivu nízké teploty jsou například americké lodě Liberty, které během 2. světové války zdánlivě nepochopitelně praskaly. Příčinou těchto katastrof nebylo nic jiného, než špatně volený materiál, který nebyl vhodný pro teplotní podmínky panující v oblasti, kde lodě operovaly.

Nejde však pouze o lodě, především v severských zemích, kde teploty běžně klesají hluboko pod bod mrazu, musejí konstruktéři počítat s vlivem nízkých teplot i u nejběžnějších výrobků a tento fakt zohlednit při výběru materiálu. Právě z tohoto prostředí pochází zadání této práce, jehož cílem je změřit vlastnosti stávající značky oceli a úpravou chemického složení, volbou správného tepelného zpracování a použitím vhodných metalurgických úprav vyvinout takovou ocel, který bude nejlépe použitelný v teplotách až -40°C .

1. OCELI POUŽÍVANÉ DO NÍZKÝCH TEPLIT

V historii nebyla změna vlastností ocelí za nízkých teplot brána příliš na zřetel. Až po několika katastrofách, způsobených právě nevhodnou volbou oceli jako konstrukčního materiálu do teplot pod bodem mrazu se začal výzkum intenzivně ubírat i tímto směrem.

Za nízké teploty jsou považovány teploty nižší, než je 0°C , pokud se teploty blíží teplotě absolutní nuly ($-273,15^{\circ}\text{C}$), hovoří se o kryogenních teplotách.

S nízkými teplotami je nutno počítat u zařízení pracujících ve venkovním provozu, například u mostů, v dopravě (železnice, lodě), ve stavebnictví (jeřáby, stavební stroje), nebo i u plynovodných či ropovodných potrubí. Důležité jsou však i oceli určené pro kryogenní teploty, z nichž se vyrábějí například nádoby pro chladicí média.

V současné době se oceli použitelné za nízkých teplot dělí do tří kategorií [1]:

Oceli pracující do teplot -50°C – konstrukční mikrolegované oceli (legované Mn, Ni, Ti, Mo, Al)

Oceli pracující do teplot -100°C – nízkolegované oceli s obsahem niklu od 2,5% do 6%

Oceli pracující za teplot blízkých se teplotě absolutní nuly – 9%Ni oceli martenziticky vytvrditelné, manganové oceli, austenitické CrNi, či MnCr oceli a slitiny.

Všude tam, kde se vyskytuje teplota nižší než -100°C , anebo kde ocel musí odolávat rázovému zatížení pod teplotou 0°C , je výhodné používat 18/8 austenitické oceli (18%Cr, 8%Ni), nebo jiné neželezné materiály s kubickou plošně středěnou mřížkou (vysvětleno v kapitole 2.1). Jedním z typů ocelí, které jsou doporučovány pro použití do kryogenních teplot, je niklová ocel s obsahem 9%Ni. Tento typ oceli lze bezpečně použít až do teploty -196°C . Příklady ocelí použitelných za nízkých teplot jsou uvedeny v Tabulce 1.

Tabulka 1 Příklady ocelí použitelných za nízkých teplot [1]

Ocel	Max. prac. teplota [$^{\circ}\text{C}$]	Typ oceli	Tepelné zpracování
1,5%Ni	-80	Feritická	Kalení a popouštění
2,5%Ni	-100	Feritická	Kalení a popouštění
3,5%Ni	-120	Feritická	Kalení a popouštění
5%Ni	-140	Feritická	Kalení a popouštění
9%Ni	-195	Austenitická	Rozpouštěcí žíhání
18Cr10Ni	-196 a méně	Austenitická	Rozpouštěcí žíhání
18Cr10NiN	-196 a méně	Austenitická	Rozpouštěcí žíhání
18Cr7Ni8MnN	-196 a méně	Austenitická	Rozpouštěcí žíhání

Pro teploty vyšší než -100°C je však používání těchto ocelí ekonomicky nevýhodné (vyšší výrobní náklady, drahé suroviny) a přistupuje se k levnějším řešením. V těchto případech lze požadavků na houževnatost ocelí dosáhnout kombinací několika zásahů. Cesta ke zvýšení houževnatosti vede přes optimalizaci tepelného zpracování, metalurgického postupu a vhodné legování [1]. Různé oceli a teploty, do kterých je možno je použít jsou uvedeny v Tabulce 2.

Tabulka 2 Přehled nízkouhlíkových ocelí a jejich vlastností použitelných za nízkých teplot [1]

Označení oceli dle ASTM	Nejnižší teplota použití	Min. mez kluzu [MPa]	Pevnost v tahu [MPa]	Min. prodloužení $L_0=50\text{ mm}$ [%]
A442 Gr.55	-45	221	379 - 448	26
A442 Gr.60	-45	221	414 - 196	23
A516 Gr.55	-45	207	379 - 448	27
A516 Gr.60	-45	221	414 - 496	25
A516 Gr.65	-45	241	448 - 531	23
A516 Gr.70	-45	262	483 - 586	21
A517 Gr.F	-45	690	792 - 931	16
A537 Gr.A	-60	345	483 - 620	22
A537 Gr.B	-60	414	551 - 690	22
A203 Gr.A	-60	255	448 - 531	23
A203 Gr.B	-60	276	482 - 586	21
A203 Gr.D	-101	255	448 - 586	23
A203 Gr.E	-101	276	482 - 586	21
A533 Gr.1	-73	345	553 - 690	18
A533 Gr.2	-73	482	620 - 793	16
A533 Gr.3	-73	569	690 - 862	16
A543 Gr.1	-107	586	724 - 862	14
A543 Gr.2	-107	690	793 - 931	14

Základním požadavkem na vývoj jakéhokoliv materiálu je dosažení zákazníkem požadované kvality a mechanických vlastností a to při co nejnižších výrobních nákladech. V případě ocelí do nízkých teplot je důležitý požadavek zachování dostatečné houževnatosti oceli za nízkých teplot a také pokud možno nesnižující se pevnost.

Protože je obtížné nějakým způsobem definovat houževnatost materiálu, byly zavedeny metody měření jiné veličiny, která umožnila srovnání materiálů z tohoto hlediska. Touto veličinou je houževnatost, která se měří nejčastěji zkouškou rázem v ohybu. Zkouška rázem v ohybu však neurčuje přímo houževnatost, ale hodnotu jiné veličiny - nárazové práce. V této práci tedy nebude použito výrazu houževnatost, ale nárazová práce.

Další možné porovnání vlastností ocelí nabízí tzv. tranzitní teplota (viz kapitola 3.6).

Cílem této práce je navrhnout ocel, která bude sloužit pro výrobu odlitků pro provoz v severských zemích, kde jsou teplotní podmínky velmi rozdílné od našich střeoevropských. Hlavním problémem jsou teploty klesající až k hodnotě -40°C .

Odlitky jsou tenkostěnné, o tloušťce stěny přibližně 25mm. Požadavky jsou pevně stanoveny. V současné době zákazník pro výrobu odlitků používá nízkolegovanou ocel o chemickém složení, které je uvedeno v Tabulce 3. Tato ocel je dezoxidována postupně Al,

FeSiZr a SiCaMn. Kalena je do vody. V pracovním prostředí, pro které je určena (teploty klesající k -40°C), však nesplňuje podmínku dosažení hodnoty nárazové práce 25J, kterou zákazník požaduje.

Tabulka 3 Chemické složení původní oceli

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Zr	Ti	V
0,292	1,63	0,82	0,011	0,013	0,15	1,77	0,4	0,15	0,05	0,04	0,05	0,07

Práce má za úkol optimalizovat chemické složení a metalurgické postupy výroby oceli tak, aby byla splněna předepsaná podmínka nárazové práce 25J při teplotě -40°C a zároveň bylo dosaženo zákazníkem předepsané tvrdosti minimálně 50HRC.

Protože není povoleno upravovat proces odlévání, či změnit formovací směs, práce je zaměřena na úpravu tří důležitých parametrů. Těmi jsou změna chemické složení, dezoxidace a tepelného zpracování. Pro chemické složení si zákazník určil toleranci, ve kterém je možno upravovat obsahy jednotlivých prvků. Tato tolerance je uvedena v Tabulce 4.

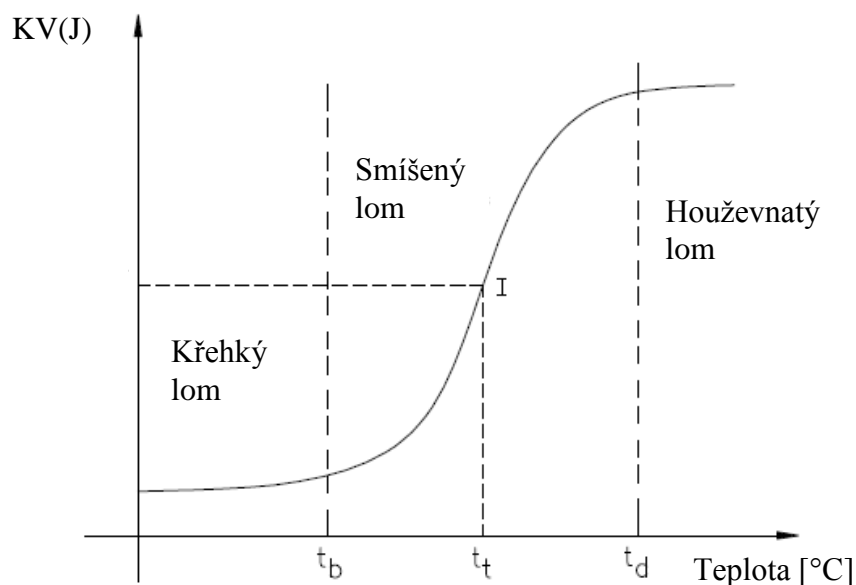
Tabulka 4 Rozpětí, ve kterém je možno provádět úpravy chemického složení

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Zr	Ti	V
Min	0,25	1,4	0,5	0	0	0	1,6	0,3	0	0	0,025	0	0
Max	0,32	1,8	0,9	0,03	0,03	0,5	2	0,4	0,15	0,05	0,04	0,05	0,07

1. FAKTORY OVLIVŇUJÍCÍ POUŽITÍ OCELÍ ZA NÍZKÝCH TEPLOT

Vlastnosti ocelí se často navzájem ovlivňují a zlepšování jedné charakteristiky (například pomocí legování, zvyšování chemické čistoty, tepelného zpracování) může vést k nežádoucímu snížení hodnot charakteristiky jiné. Příkladem může být zvyšování tažnosti oceli, které zpravidla způsobí snížení meze pevnosti. Při zvyšování houževnatosti oceli je tedy třeba sledovat vliv jednotlivých zásahů i na další charakteristiky a vzájemnou interakci těchto zásahů. Výslednou houževnatost ovlivňuje velká řada faktorů, nejdůležitější z nich budou rozebrány v této kapitole.

Chování oceli za nízkých teplot názorně popisuje křivka tranzitní teploty. Tranzitní teplota je teplota, při které se v oceli (i jiných materiálech) mění charakter lomu z lomu houževnatého, na lom křehký. Obvykle se určuje sérií zkoušek rázem v ohybu za různých teplot, kde se podle zvoleného kritéria vyhodnotí hodnota tranzitní teploty. Za tranzitní teplotu se obvykle považuje bod, kdy je lom tvořen z 50 % porušením křehkým. Podíl křehkého porušení se vyhodnocuje na lomové ploše [2].

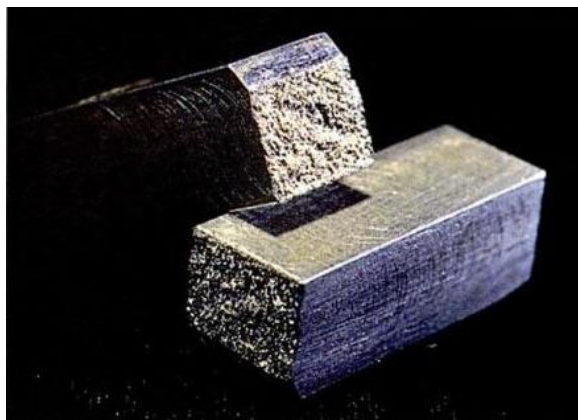


Graf 1 Přechod mezi křehkým a tvárným lomem [3]

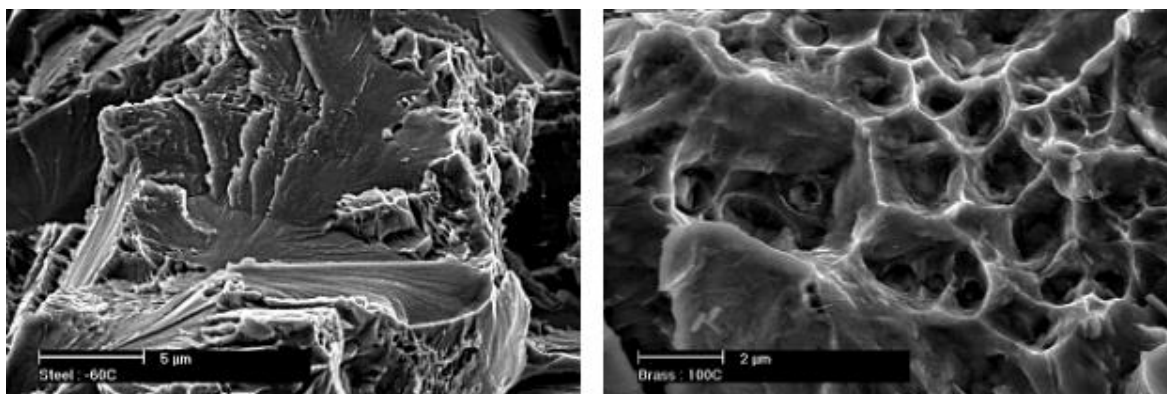
Křivka zobrazená na Grafu 1 znázorňuje tranzitní lomové chování materiálu. Při teplotách vyšších než t_d dojde při porušení k lomu zcela houževnatému, naproti tomu při teplotách nižších než t_b dojde k lomu zcela křehkému. V intervalu mezi těmito teplotami dochází k lomu zčásti křehkému a zčásti houževnatému. Často je na lomové ploše sledován právě poměr mezi křehkým a houževnatým lomem. Tento jev, kdy se s různou teplotou mění charakter lomu je nazýván tranzitní lomové chování [3].

Rozdíl v charakteru lomu je často patrný již na první pohled. U houževnatého lomu převládá plastická deformace.

Obr. 1 zobrazuje dvě rozdílné lomové plochy. Na levém snímku jde o lom křehký, kde je patrné, že téměř nedochází k plastické deformaci. Na druhou stranu na obrázku vpravo je dobře viditelný velký podíl plastické deformace při houževnatém lomu.



Obr. 1 Pohled na křehký a tvárný lom (vlevo křehký, vpravo houževnatý) [5]



Obr. 2 Mikroskopický pohled na křehký (vlevo) a houževnatý (vpravo) lom [6]

Obr. 2 ukazuje mikroskopický pohled na lomovou plochu. Na snímcích je zachycen rozdíl mezi lomovou plochou lomu křehkého a lomu tvárného. Vlevo je vidět štěpný lom, kde se plastické deformace téměř nevyskytují. Oproti tomu na obrázku vpravo je na lomové ploše dobře viditelný tvárný lom s jamkovou morfologií s velkým podílem plastická deformace. To je způsobeno zatížením, při kterém se nejdříve vytvoří jamka (iniciuje se v místě, kde je v oceli vměstek), která se s rostoucím zatížením zvětšuje až do kritického bodu, kdy dojde k porušení.

Jak bylo řečeno výše, houževnatost oceli a tím pádem i jeho tranzitní lomové chování ovlivňuje řada faktorů. Nejdůležitější z nich jsou:

- Krystalická mřížka
- Struktura oceli
- Chemické složení
- Velikost zrn
- Tepelné zpracování
- Dezoxidace
- Mikročistota

1.1 Krystalická mřížka

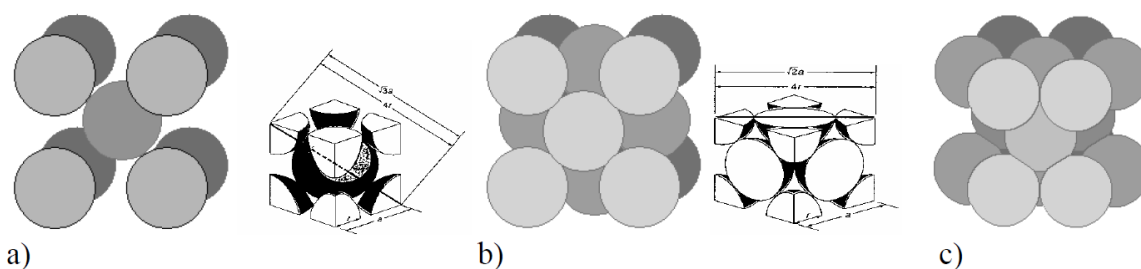
Krystalické materiály, mezi něž se řadí i kovy, jsou složeny ze soustavy atomů, které jsou uspořádány do krystalických mřížek. Tyto mřížky se nazývají Bravaisovy a je jich celkem 14 typů. V případě kovových materiálů jsou nejčastější:

fcc (face centered cubic structure) – krychlová plošně středěná mřížka

bcc (body centered cubic structure) – krychlová prostorově středěná mřížka

hcp (hexagonal close packed structure) – šesterečná plošně středěná mřížka

bct (body centered tetragonal structure) - tetragonální prostorově středěná mřížka

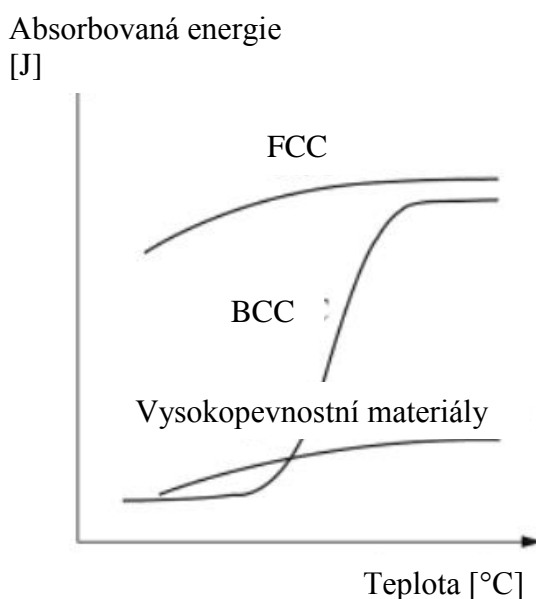


Obr. 3 Uspořádání atomů v jednotlivých mřížkách a) bcc, b) fcc, c) hcp [10]

Kovové materiály s fcc atomovou mřížkou (např. austenitické oceli) téměř nepodléhají tranzitnímu chování. Proto jsou austenitické oceli houževnaté i za nízkých teplot. Přítomnost feritu (intersticiálního tuhého roztoku uhlíku v železe α), nebo martenzitu (nerovnovážného přesyceného tuhého roztoku uhlíku v železe α) může ovlivnit použitelnost austenitických ocelí v kryogenním prostředí. V místech napětí se může tvořit metastabilní austenit (intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe γ), který přechází do martenzitu. Proto je vhodné do procesu zařadit tepelné zpracování, aby se uvolnila místa s pnutí a tím se docílilo houževnaté austenitické oceli [1].

Kovové materiály s bcc mřížkou (chrom, mangan, ferit) jsou silně ovlivněny tranzitním chováním. V závislosti na podmínkách zatěžování se mění charakter lomu. Za vyšších teplot jsou houževnaté, za nižších dochází ke snížení houževnatosti, což má za následek změnu charakteru lomu z houževnatého na křehký [1,4]. Pod tyto materiály spadá většina nízkouhlíkových ocelí.

Kovové materiály s hcp mřížkou (kadmium, zinek, hořčík, titan) mají malý počet skluzových systémů, proto bývá lom většinou křehký. Plastickou deformaci vyvoláme pouze za zvýšených teplot [4].



Graf 2 Změna nárazové práce různých krystalických mřížek s teplotou [5]

U výsledné slitiny nejde pouze o krystalickou mřížku základního kovu, tranzitní chování můžeme ovlivnit například přísadou legujících prvků, které vyvolají změnu krystalické mřížky (legující prvky brání volnému pohybu dislokací).

1.2 Struktura oceli

1.2.1 Ferit

Ferit α je tuhý roztok uhlíku v železe. Má kubickou prostorově středěnou mřížku, z čehož vyplývá jeho náchylnost k tranzitnímu chování (viz kapitola 2.2). Vzniká především při pomalém ochlazování eutektoidní transformací austenitu podle stabilního systému Fe-C [26].

Ferit je houževnatý materiál s nízkou pevností a tvrdostí. Pevnost a tvrdost se dá zvýšit vhodným legováním (všechny přísady zvyšují tvrdost a pevnost), houževnatost je možné ovlivnit přísadou Ni, Cr, Mn (zvyšují houževnatost), nebo Si (snižuje houževnatost) [26]. Pro účely této práce je feritická struktura nevhodná z důvodu nízké tvrdosti.

1.2.2 Perlit

Perlit je eutektoid, který vzniká rozpadem austenitu podle metastabilního systému Fe-Fe₃C. Nejčastěji vzniká na hranici austenitického zrna, kde prvně vzniká fáze cementitu, následovaná fází feritu. Nejčastěji perlit vzniká ve formě střídajících se lamel cementitu a feritu, hovoříme tedy o lamelárním perlitu. Pokud je provedeno sferoidizační žíhání, lamely perlitu se sbalí do kulovitých útvarů a výsledná struktura se nazývá globulární perlit [26].

Z hlediska mechanických vlastností má perlit oproti feritu vyšší pevnost a tvrdost, houževnatost je však nízká. Hodnoty mechanických vlastností ovlivňuje disperzita perlitu (vzdálenost dvou sousedních lamel feritu). S vyšší disperzitou rostou mechanické vlastnosti [26].

1.2.3 Bainit

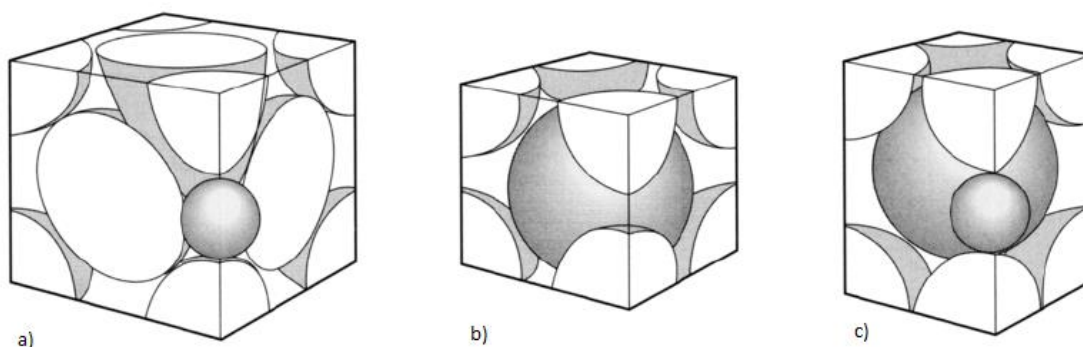
Bainit popisuje výslednou strukturu oceli po rozpadu austenitu na ferit a cementit při vyšší teplotě, než je počátek tvorby martenzitu a nižší než počátek přeměny na perlit. Bainitická přeměna se uskutečňuje smykem. Morfologie bainitické struktury je ovlivněna teplotou přeměny a rychlostí ochlazování přes pásmo bainitické přeměny. Podle těchto kritérií se hovoří o bainitu horním a dolním [20].

Horní bainit vzniká na hranicích zrn difuzí uhlíku ve feritu, dolní bainit difuzí uhlíku v austenitu. Teplota počátku bainitické transformace se dá ovlivnit legováním; C, Cr, Mo, Ni, Mn a W tuto teplotu snižují [21].

1.2.4 Martenzit

Martenzit je metastabilní struktura, která vzniká za anizotermických podmínek. Jde o přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α . Mechanismus martenzitické přeměny je bezdifuzní, kdy rychlé teplotní změny způsobí, že přeměna probíhá smykovým mechanismem (koordinovaný posuv většího počtu atomů na vzdálenost menší, než je parametr krystalové mřížky). Při pomalém ochlazování se austenitická fáze, která má fcc krystalickou mřížku transformuje na ferit, který má krystalickou mřížku bcc. Pokud je však

ochlazování rychlé, transformace austenitu na ferit je potlačena a vzniká přesycený tuhý roztok - martenzit s bct krystalickou mřížkou (obr. 4). Transformace dále závisí na teplotě: počátek formování martenzitu je za teploty martenzit start M_s a zanikne při teplotě martenzit finish M_f . Teploty M_s a M_f jsou závislé na obsahu legujících prvků a uhlíku (s rostoucím obsahem uhlíku teplota M_s klesá) [20].



Obr. 4 Grafické znázornění krystalických mřížek a) austenitu (fcc), b) feritu (bcc), c) martenzitu (bct) [20]

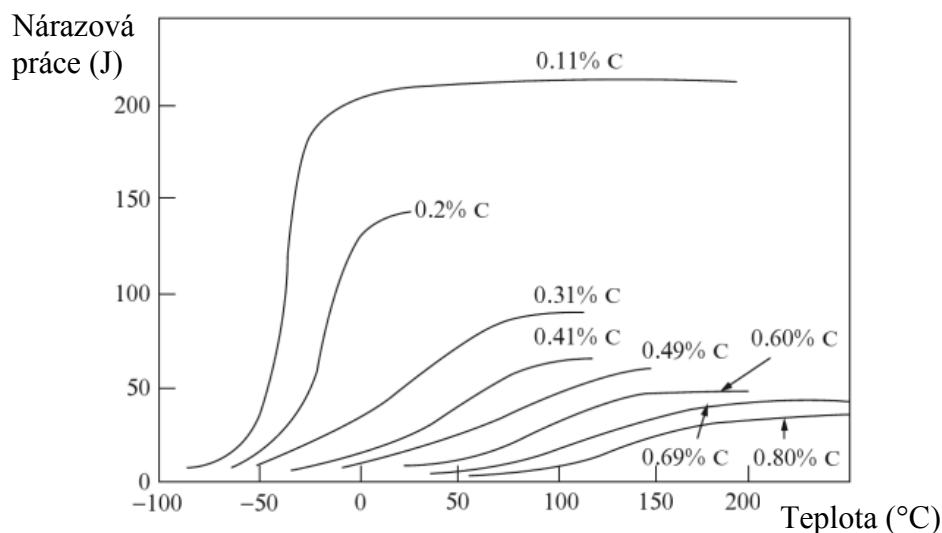
1.3 Chemické složení

Chemické složení výrazně ovlivňuje vlastnosti oceli. Každý z prvků má určitý vliv na výsledné vlastnosti oceli. Je však obtížné určit optimální chemické složení, protože se prvky ovlivňují navzájem a často se pozitivní vliv jedné legující přísady na mechanickou vlastnost zároveň projeví snížením jiných mechanických vlastností (například při růstu pevnosti a tvrdosti klesá tažnost). Je tedy třeba vždy hledat kompromis ve výsledných vlastnostech oceli.

V této kapitole je popsán vliv některých legujících prvků na hodnotu tranzitní teploty, nebo nárazové práce.

1.3.1 Uhlík

Uhlík je jedním z nejdůležitějších legujících prvků. Čím vyšší je obsah uhlíku, tím pozvolnější je křivka znázorňující průběh tranzitního chování a hodnota tranzitní teploty roste, což je nežádoucí. Zvýšením obsahu uhlíku o 0,1% vzroste tranzitní teplota o 14°C [1,5,7].



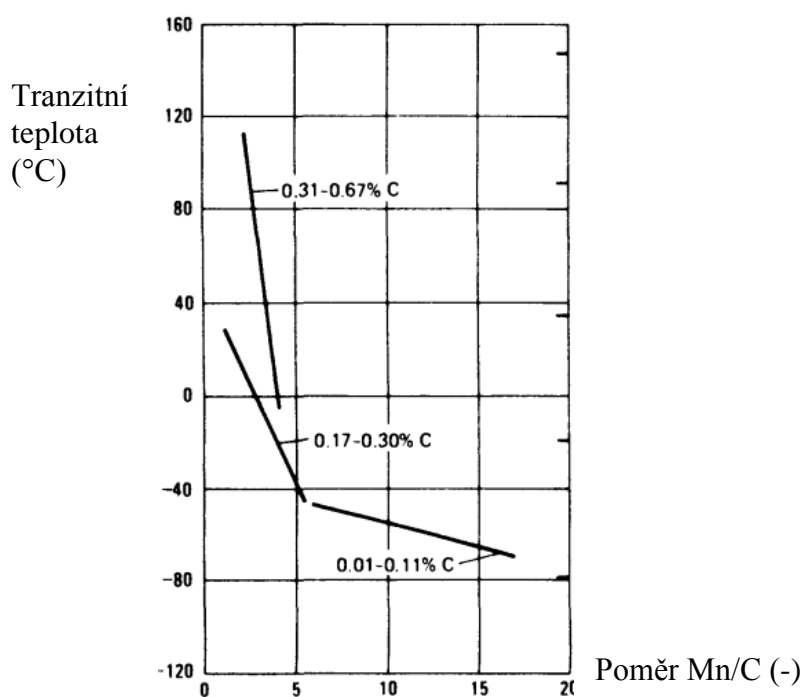
Graf 3 Vliv obsahu uhlíku na hodnotu nárazové práce [3]

Z Grafu 3 je jasně patrný nepříznivý vliv obsahu uhlíku na houževnatost oceli. Ocel, která je předmětem této práce, má obsah uhlíku 0,25-0,30%. Teoreticky by tedy měly být hodnoty nárazové práce při -40°C přibližně 20J. Hodnoty z těchto grafů se však často velmi liší od reality, protože je třeba uvažovat kombinaci všech legujících prvků zároveň. Na druhou stranu velmi jednoduše ukazují trend poklesu či zvýšení tranzitní teploty v závislosti na obsahu prvku.

S ohledem na Graf 3 lze říci, že při navrhování chemického složení bude výhodné držet se spodní hranice obsahu uhlíku 0,25%C.

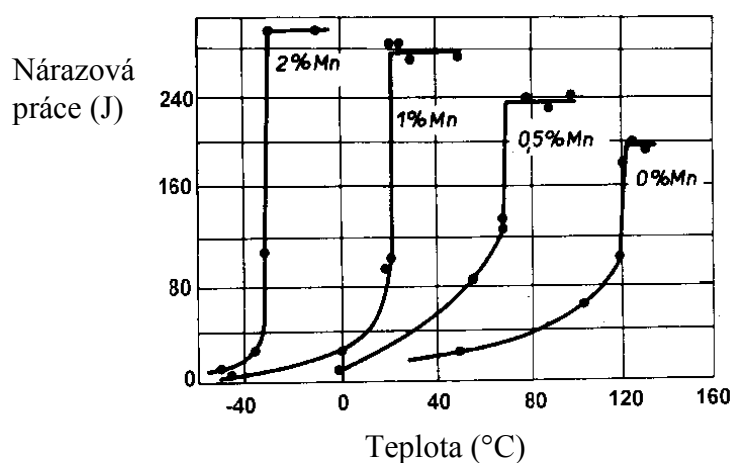
1.3.2 Mangan

Mangan oproti uhlíku působí příznivě na snižování tranzitní teploty. V souvislosti s houževnatostí ocelí za nízkých teplot sleduje poměr mezi manganem a uhlíkem. Literatura [7] uvádí minimální poměr mezi manganem a uhlíkem $\text{Mn:C}=3:1$, jinak ocel nebude vhodná pro použití za nízkých teplot. Poměr 3:1 je spodní mez, lepších výsledků se docílí při poměru 5:1, nebo 6:1. Vyšší poměry už nevykazují tak výrazné změny. Vliv poměru manganu a uhlíku na tranzitní teplotu je popsán v Grafu 4.



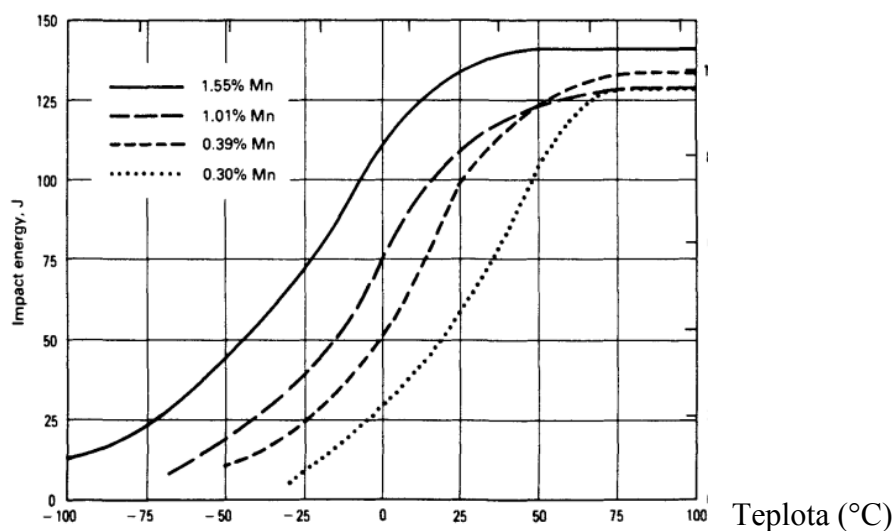
Graf 4 Vliv poměru Mn/C na tranzitní teplotu feritických ocelí [10]

Příznivý vliv manganu má několik důvodů. Mangan zjemňuje zrna, navíc je to mírně karbidotvorný prvek. Mangan má vyšší afinitu k síře než železo a tím potlačuje vznik sulfidů FeS a oxisulfidů Fe-S-O, které mají nízkou teplotu tavení [21]. Tvoří globulární karbidické částice namísto lamelárních, ty mají příznivější vrubový účinek (kulový tvar působí jako menší koncentrátor napětí) a nárazová práce tím pádem vzroste. Mimo to je mangan slabou dezoxidační přísadou. Zvýšení obsahu manganu o 0,1% způsobí snížení tranzitní teploty o 5,4°C [7,8,9]. Pozitivní vliv manganu ukazuje Graf 5.



Graf 5 Vliv manganu na tranzitní teplotu [3]

Nárazová
práce (J)



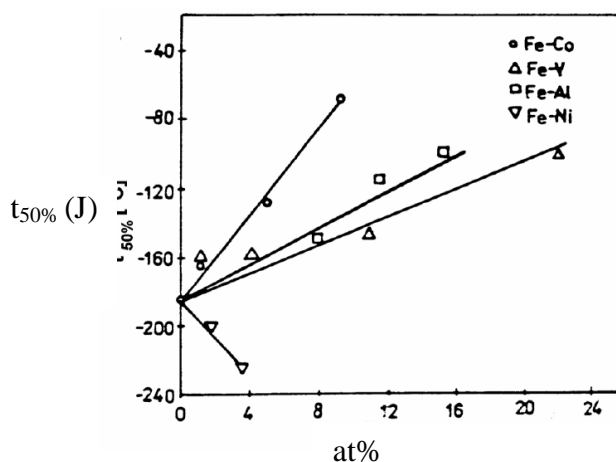
Graf 6 Vliv obsahu manganu na tranzitní teplotu [10]

Graf 6 popisuje tranzitní chování uhlíkové oceli s obsahem uhlíku 0,3%C (austenitizační žihání při 900°C, rychlost ochlazování 14°C/min, perlitická struktura). Protože je obsah uhlíku podobný testované oceli, lze tento graf použít pro orientační srovnání.

Pro tento experiment má ocel povolené rozmezí pro obsah manganu 0,5-0,9%. Z grafu je zřejmé, že je z hlediska nárazové práce třeba držet se povoleného maxima. V souladu s tím je snaha o docílení minimálního poměru Mn:C=3:1. Při dodržení povoleného maximálního obsahu manganu a minimálního obsahu uhlíku vychází poměr Mn:C=0,9:0,25=3,6:1, čímž by byl požadavek na minimální poměr Mn:C splněn.

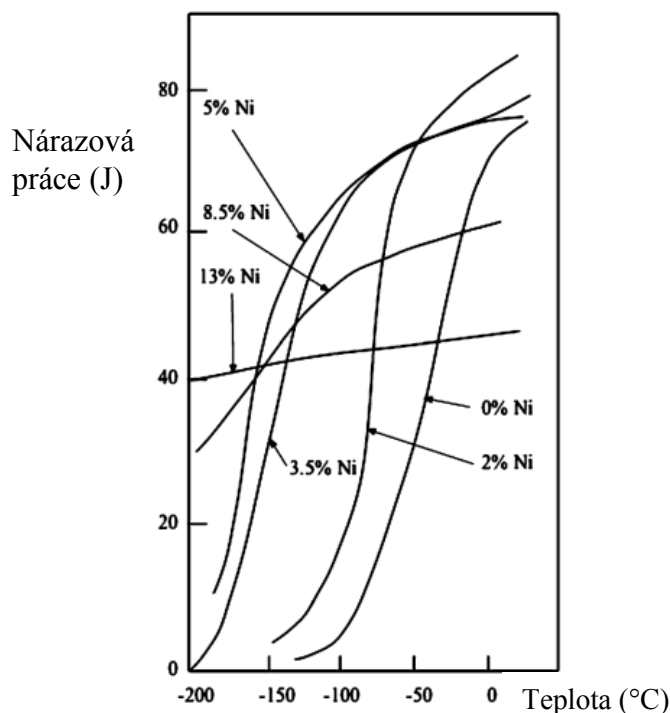
1.3.3 Nikl

Nikl má přímý vliv na zvýšení odolnosti vůči křehkému lomu. Do obsahu 0,5%Ni snižuje tranzitní teplotu pouze mírně, s rostoucím obsahem niklu je pokles tranzitní teploty stále výraznější. Při obsahu niklu nad 9% se již tranzitní teplota nevyskytuje až do teploty kapalného dusíku (-196°C) [3].



Graf 7 Vliv obsahu niklu a dalších legujících prvků na tranzitní teplotu [3]

Snížení tranzitní teploty pomocí niklu je zobrazen v Grafu 7, kde je vidět strmý pokles tranzitní teploty. V grafu je uveden vliv i dalších legujících prvků, jako je hliník, vanad a kobalt. Jakou měrou nikl snižuje tranzitní teplotu a tím i pomáhá dosáhnout lepších hodnot nárazové práce popisuje Graf 8, kde jsou uvedeny tranzitní křivky pro různé obsahy niklu.



Graf 8 Hodnoty nárazové práce pro různé obsahy niklu [11]

V zadání práce je povolen rozsah obsahu niklu 0-0,5%Ni, není tedy velká možnost využít příznivého vlivu niklu na zvýšení nárazové práce. Při návrhu chemického složení je však třeba využít maximální možný obsah niklu, tedy 0,5%Ni.

1.3.4 Hliník

Přísada hliníku je sama o sobě z hlediska nárazové práce škodlivá. Hliník je však používán jako prostředek pro dezoxidaci (uklidnění) oceli. Pokud je po nalití do formy v tavenině obsažen dostatečný obsah hliníku (0,03-0,05%Al), naváže se na kyslík rozpuštěný v tavenině za tvorby vměstků Al_2O_3 a tím taveninu zbavuje kyslíku - dezoxiduje. Pokud hliník není v tavenině přítomen, rozpuštěný kyslík reaguje s uhlíkem za tvorby bublin CO , které zůstávají v oceli. Produkty dezoxidace jsou zmíněné vměstky Al_2O_3 , které zčásti zůstávají v tavenině a tím ji znečišťují. Pokud by však dezoxidace nebyla provedena, kyslík by se vázal do vměstků FeO , které jsou pro ocel více nežádoucí než vměstky Al_2O_3 (viz kapitola 2.6).

Další výhodou přítomnosti hliníku je tvorba jemnozrnnější struktury, která zajišťuje lepší nárazovou práci (viz kapitola 2.4) [9].

Pro účely této práce bude při dezoxidaci hliníku zřejmě výhodné dosáhnout v okamžiku lití obsahu zbytkového hliníku 0,03-0,05%.

1.3.5 Chrom

Snižuje rozpustnost uhlíku ve feritu, ten se pak vylučuje na okraje zrn a tvoří karbidy. Přítomnost těchto karbidů může způsobit místní zvýšenou koncentraci napětí a tím pokles nárazové práce [12].

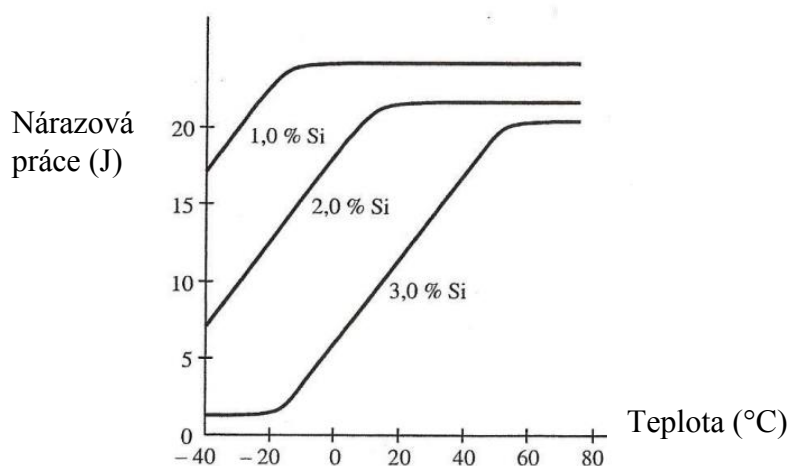
1.3.6 Fosfor

Fosfor zvyšuje tranzitní teplotu. Každé zvýšení obsahu fosforu o 0,01% zvýší tranzitní teplotu o 7°C. Při vyšším obsahu se fosfor usazuje na hranicích zrn a tím ovlivňuje morfologii sulfidů. To vede k dalšímu zvýšení tranzitní teploty [1]. Dalším problémem, který vzniká při vyšším obsahu fosforu, je náchylnost oceli k popouštěcí křehkosti při tepelném zpracování [19].

1.3.7 Křemík

Podobně jako hliník, křemík působí jako dezoxidační prostředek. Oproti hliníku je však slabší a jeho dezoxidační účinek je nedostatečný. Produktem dezoxidace jsou křemičitany a silikáty, které znečišťují ocel a snižují nárazovou práci. Na druhou stranu, stejně jako u hliníku, dezoxidační účinek křemíku (při dostatečném obsahu křemíku v tavenině) zabraňuje tvorbě více škodlivých vměstků FeO [19].

I přes pozitivní vliv dezoxidačního účinku je křemík sám o sobě v oceli z hlediska nárazové práce škodlivý. Vliv obsahu křemíku na křivky tranzitního chování znázorňuje Graf 9.



Graf 9 Vliv obsahu křemíku na tranzitní teplotu [13]

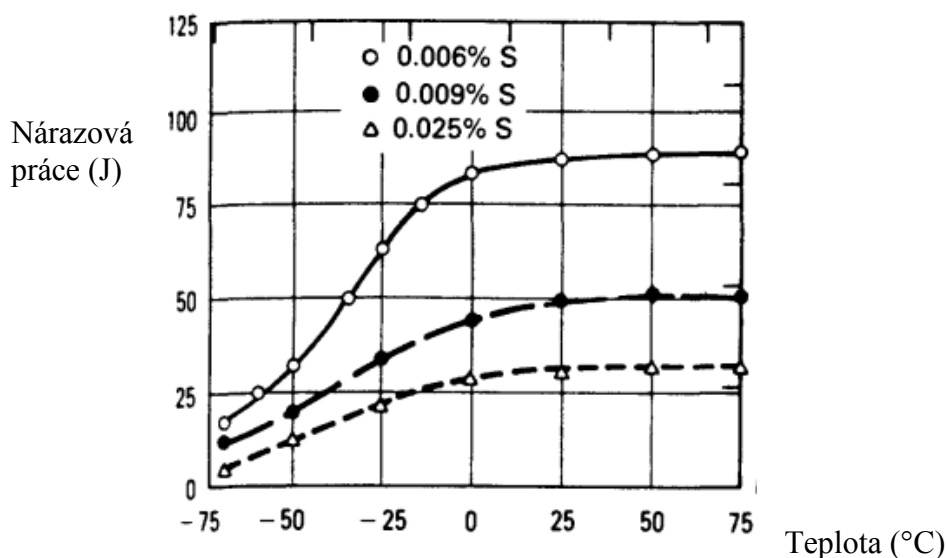
V rámci experimentu by dle Grafu 9 mělo být snahou (z hlediska nárazové práce) snížit obsah křemíku na co nejnižší hranici. Křemík však velkou měrou ovlivňuje i tvrdost oceli, proto nelze jednoznačně říci, jaký obsah křemíku bude pro ocel v této práci ideální.

1.3.8 Další prvky snižující tranzitní teplotu

Molybden, titan, niob, bor [1]

1.3.9 Další prvky zvyšující tranzitní teplotu

Síra, měď, kobalt, vanad, kyslík, dusík [1]



Graf 10 Vliv obsahu síry na tranzitní teplotu [10]

Z Grafu 10 lze vyčíst, že vliv síry není zanedbatelný. Na hodnotu nárazové práce má tedy vliv i volba vsázkových surovin. Levné vsázkové suroviny, které mají horší chemickou čistotu a tedy i vyšší obsah síry mohou velkou měrou ovlivnit nárazovou práci a tranzitní teplotu. Proto je při požadavku houževnatosti oceli třeba volit spíše vsázkové suroviny o vyšší chemické čistotě.

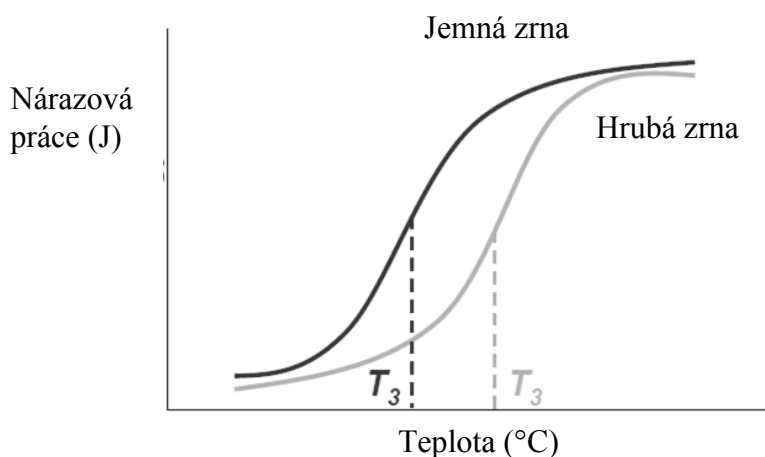
1.4 Velikost zrna

Je obecně známo, že velikost zrna má velký vliv na mechanické vlastnosti oceli. Jemnozrnná ocel dosahuje lepších mechanických vlastností, ať už jde o pevnostní, nebo plastické charakteristiky. Z toho vyplývá, že i pro oceli pracující za nízkých teplot je důležité, aby bylo dosaženo co nejmenší velikosti zrn [21].

Je nutno rozlišovat zrno primární a sekundární. Obě mají vliv na výslednou ocel, každé je však ovlivnitelné jiným způsobem. Hrubé primární austenitické zrno vzniká na původním liciu (fáze vznikající při krystalizaci), kdy jeho okraje kopírují mezidendritické prostory liciu zrna, avšak primární a liciu zrno nejsou úplně shodné. Sekundární zrno vzniká překrystalizací feriticko-karbidické struktury [21].

Velikost primárního zrna se dá ovlivnit před krystalizací a to všemi postupy, které vedou ke zjemnění dendritické struktury (snížení liciu teploty, použití formovací směsi s vyšším součinitelem tepelné vodivosti, použitím chladítek), nebo přísadou prvků, které zjemňují austenitické zrno (Mo, Ti, Zr, Nb a Ta) [21].

Velikost sekundárního zrna lze ovlivnit prostřednictvím tepelného zpracování [21].



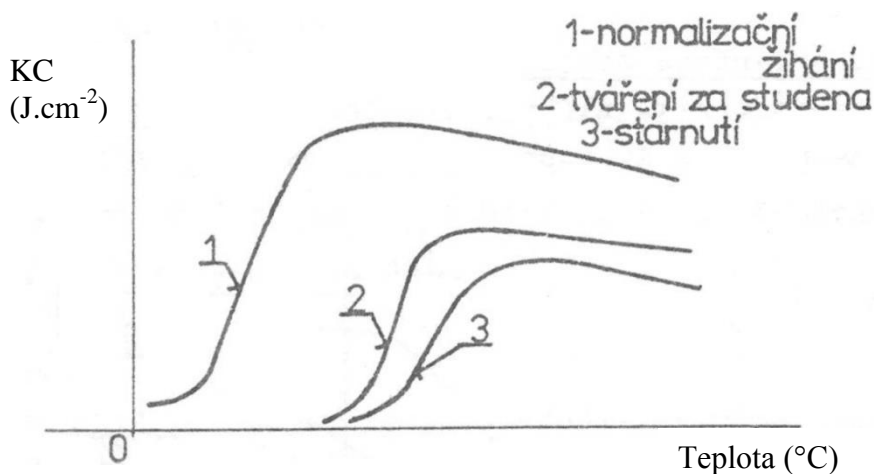
Graf 11 Vliv velikosti zrna na tranzitní teplotu [8]

Vliv velikosti zrna na tranzitní teplotu oceli popisuje Graf 11. Pro účely práce není možné ovlivnit rychlost tuhnutí prostřednictvím změny formovací směsi či jiným způsobem popsaným výše, je tedy třeba zaměřit se především na zjemnění sekundárního zrna pomocí tepelného zpracování a vhodného legování.

1.5 Tepelné zpracování

Pomocí tepelného zpracování je možné zásadně ovlivnit vlastnosti oceli, jako je velikost zrn, tvrdost, pevnost, tažnost, chemickou či strukturní homogenitu a mimo dalších i nárazovou práci. Z tohoto důvodu bude velká část experimentální práce zaměřena právě na tepelné zpracování. V této kapitole jsou teoreticky rozebrány jednotlivé postupy tepelného zpracování.

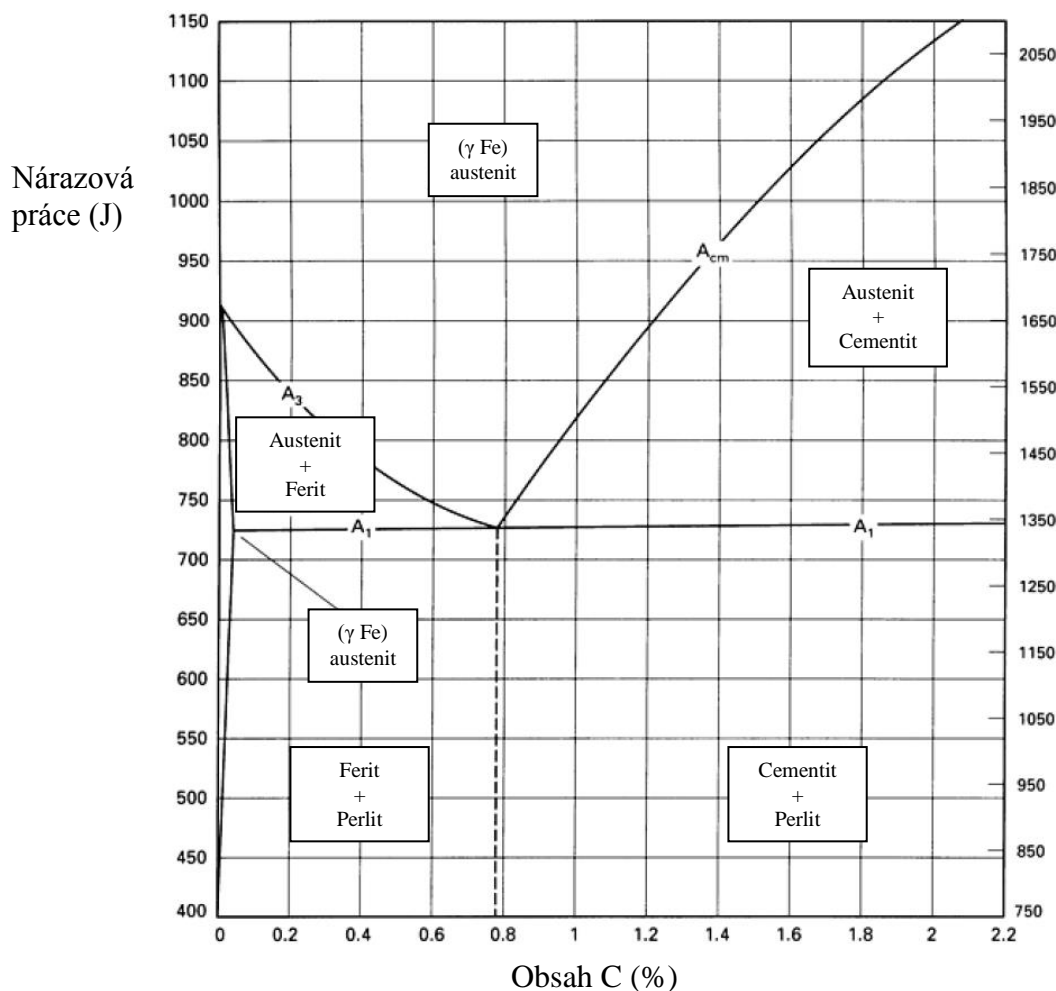
Obecně lze říci, že tranzitní teplotu zvyšují postupy, které mají za následek zhrubnutí struktury. Naopak žihání, zušlechťování, rekrystalizace a další postupy, které mají za následek zjemnění struktury, působí na tranzitní teplotu příznivě [1]. Graf 12 ilustruje významnost správné volby postupu tepelného zpracování.



Graf 12 Vliv tepelného zpracování na vrubovou houževnatost

Pro účely návrhu tepelného zpracování je důležité znát teploty A_{c1} (začátek transformace austenitu), A_{c3} (konec transformace austenitu pro podeutektoidní oceli) a A_{cm} (konec

transformace austenitu pro nadeutektoidní oceli). Tyto teploty lze přibližně odečíst z diagramu železo-uhlík (Graf 13). Hodnoty jsou však zvláště u legovaných ocelí díky vlivu legujících prvků velmi nepřesné.



Graf 13 Výřez z metastabilního diagramu Fe-Fe₃C [20]

Zkoumaná ocel má obsah uhlíku 0,25-0,3%, dle diagramu v Grafu 13 by teoreticky měla být hodnota A_{c1} rovna 723°C a hodnota A_{c3} v rozmezí 810-830°C. V oceli jsou však obsaženy další prvky, které ovlivňují polohu eutektoidního bodu, jako jsou mangan, chrom, křemík, nikl a další. Literatura [20] uvádí vzorce pro výpočet hodnot A_{c1} a A_{c3}.

$$A_{c1} \pm 11,5^{\circ}\text{C} = 723 - 20,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) - 16,9(\%Cr) \quad (1)$$

$$A_{c3} \pm 16,7^{\circ}\text{C} = 910 - 203\sqrt{\%C} - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) \quad (2)$$

Pomocí těchto vzorců jde s určitou chybou získat kritické teploty, které zahrnují vliv legujících přísad a tím zpřesnit návrh tepelného zpracování.

1.5.1 Fázové přeměny slitin železa

Většina uhlíkových ocelí obsahuje méně než 0,77% uhlíku. Při tomto obsahu je struktura oceli po odlití tvořena feritem a perlitem. Pokud je podeutektoidní ocel ($<0,77\%C$) ohřáta nad eutektoidní teplotu, perlit se transformuje na austenit. Pokud je ocel dále ohřívána, transformuje se i ferit a nad teplotou A_{c3} už má ocel plně homogenní austenitickou strukturu [10].

Při ohřevu nadeutektoidních ocelí ($0,77-2,11\%C$) se perlit rozkládá na austenit a cementit. Při vyšších teplotách se rozpouští cementit, až je dosaženo teploty A_{cm} , kdy má ocel homogenní austenitickou strukturu [10].

Při pomalém ochlazování podeutektoidních ocelí z austenitické oblasti se jako první z austenitu precipituje α ferit. Při tomto ději se mění FCC mřížka austenitu na BCC mřížku feritu. Ve feritu je menší rozpustnost uhlíku, z toho důvodu roste koncentrace uhlíku v austenitu až do teploty A_{c1} , kdy se austenit transformuje na perlit [10].

U nadeutektoidních ocelí je průběh podobný, avšak jako první fáze se precipituje cementit. Cementit roste převážně na hranici austenitických zrn, kde tvoří karbidické síťoví [10].

Pokud je ochlazování rychlejší, rozpad austenitu na ferit a perlit může být opožděn, nebo omezen. Transformace austenitu při teplotách mezi $538-204^{\circ}C$ produkuje strukturu tvořenou feritem a cementitem, ale fáze nejsou uspořádány lamelárně, jak je charakteristické pro perlit. Místo toho má ferit a cementit vějířovitý, nebo jehlicovitý vzhled. Tato struktura se nazývá bainit [10]. Správné rychlosti ochlazování pro dosažení požadované struktury pomáhají určit ARA (anizotermický rozpad austenitu) a IRA (izotermický rozpad austenitu) diagramy.

Pokud transformace probíhá při teplotách $540-370^{\circ}C$, bainit má vějířovitý vzhled a je nazýván horní bainit. Pokud probíhá při teplotách $370-200^{\circ}C$, bainit má spíše jehlicovitý vzhled a je nazýván dolní bainit [10].

Pokud transformace probíhá za ještě nižších teplot (pod $200^{\circ}C$), výsledkem je zformování prostorově středěně tetragonální mřížky - bct. Tato struktura je nazývána martenzit a lze ji nalézt u plně vytvrzených ocelí. Mikrostruktura martenzitu jsou jehlice. Protože martenzit zabírá větší objem než austenit, ocel se při formování roztahuje a může docházet k deformacím, které mohou vést až k prasknutí součásti během kalení [10].

Po ochlazení vždy v oceli zůstává určitý podíl austenitu, který je v matici spolu s martenzitem. Tento netransformovaný austenit je označován jako zbytkový austenit, který degraduje vlastnosti martenzitické oceli (snižuje tvrdost, má jinou teplotní roztažnost) [10].

1.5.2 Žihání

Žihání se provádí z důvodu odstranění vlivu předchozích operací, snížení tvrdosti, vzniku struktur vhodných k obrábění, snížení nerovnoměrnosti chemického složení, nebo pro odstranění lící struktury vzniklé po ztuhnutí. Všechny režimy zahrnují ohřev součásti, výdrž na teplotě a zpravidla pomalé ochlazování.

Bez překrystalizace

Při žihání bez překrystalizace teplota žihání nepřekročí teplotu A_{c1} (výjimkou je žihání na měkko u nadeutektoidních ocelí). Fázové přeměny jsou zanedbatelné, důležitá je modifikace sekundárních zrn (mění se tvar a velikost) a změna koncentrace mřížkových poruch a velikosti vnitřního pnutí [18]. Při žihání bez překrystalizace je důležitým faktorem předchozí stav oceli (velikost zrn, chemické složení, rozložení karbidů) [20].

Ke snížení pnutí

Žihání ke snížení pnutí je proces, kdy je ocel ohřata na teplotu v rozsahu 430-650°C za účelem uvolnění vnitřního pnutí bez změny struktury nebo vlastností oceli. Někdy je žihání prováděno za nižších teplot 205-260°C, ale 90% vnitřního pnutí se uvolňuje při vyšších teplotách než 540°C. Používá se například po svařování, indukčním vytvrzování či broušení, pokud jsou tyto činnosti prováděny až po primárním tepelném zpracování [10]. Žihání ke snížení pnutí se může zařadit i v případě nerovnoměrného ochlazování složitých odlitků, či odlitků s různou tloušťkou stěny [25].

Rekrystalizační

Používá se pro odstranění deformačního zpevnění, které vzniká při tváření za studena. Ocel se ohřívá na teploty 550-700°C, pokud jde o austenitické oceli tak 1100°C. Výdrž bývá 1-5 hodin [21].

Na měkko

Žihání na měkko se používá v případech, kdy je třeba snížit tvrdost oceli a zlepšit její obrobitelnost. Podstatou je sferoidizace (přeměna lamelárního perlitu na globulární) perlitu, nebo cementitu. Teploty se u podeutektoidních ocelí volí v rozmezí 600-720°C a doba výdrže delší než 4 hodiny. Ochlazování je pomalé v peci.

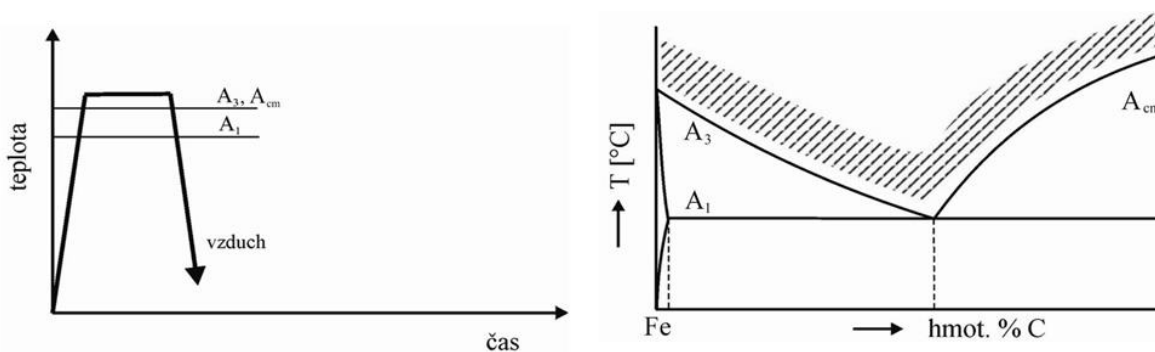
U nadeutektoidních ocelí je ohřev prováděn nad teplotu A_{c1} . Ochlazení je velmi pomalé (10-15°C/hodinu) až do teploty 600°C [21].

S překrystalizací

U žihání s přeskystalizací dochází k přeměně výchozí feriticko-cementické struktury na austenit. Podeutektoidní oceli se žihají většinou nad teplotou A_{c3} , nadeutektoidní nad A_{cm} nebo mezi teplotami A_{c1} a A_{cm} . Tímto postupem se docílí zrovnoměnění struktury a potlačení chemické heterogenity [18].

Normalizační

Používá se za účelem zjemnění austenitického zrna a sekundární struktury. Při normalizačním žihání je ohřev oceli prováděn do oblasti austenitu, po kterém následuje výdrž na teplotě a ochlazení na klidném, nebo mírně proudícím vzduchu. Ohřev oceli se provádí na teplotu o 30-55°C nad kritickou teplotu A_{c3} u podeutektoidních ocelí a kritickou teplotu A_{cm} u nadeutektoidních ocelí. Před ochlazováním musí být dosaženo homogenní austenitické fáze [18,20]. Schéma postupu žihání a pásma žihacích teplot je znázorněno na Obrázku 6.



Obr. 5 Normalizační žhání [25]

Délka výdrže na teplotě se uvádí jako 1 hodina + 1 hodina na každých 25 mm tloušťky stěny. Následná fáze ochlazování ovlivňuje výslednou strukturu oceli. Při rychlejší ochlazování se formuje více perlitu a jeho lamely jsou jemnější a blíže u sebe, čímž je docíleno vyšší pevnosti a tvrdosti, naproti tomu pomalejší ochlazování je příznivé z hlediska houževnatosti. Pokud má součást větší průřez, hrozí riziko nerovnoměrného ochlazování a tím způsobené strukturní heterogenity [18,20].

Normalizační žhání bývá často používáno jako příprava před kalením, kvůli zjemnění zrna a tím i zjemnění výsledné struktury [18].

Ocel zkoumaná pro účely této práce má stanovený rozsah obsahu uhlíku 0,25-0,3%, jde tedy o podeutektoidní ocel. Dle metastabilního diagramu Fe-Fe₃C je kritická teplota A_{c3} přibližně 820°C. Při normalizačním žhání by tedy měl být proveden ohřev na teplotu 850-870°C, výdrž 1-2 hodiny s následným ochlazením na klidném vzduchu.

Pro původní ocel používanou zákazníkem (chemické složení viz Tabulka 1) byl proveden výpočet kritické teploty A_{c3} dle vzorce (2). Po dosazení byla vypočtena kritická teplota A_{c3} 882±16,7°C, ohřev by tedy měl být proveden na teplotu v rozmezí přibližně 900-950°C. Rozdíl mezi spočtenou teplotou a teplotou dle metastabilního diagramu Fe-Fe₃C není z ekonomického hlediska zanedbatelná hodnota (teplota odečtená z diagramu je 810-830°C, rozdíl tedy činí až 140°C). Rozdíl mezi kritickou teplotou A_{c3} stanovenou výpočtem a odečtenou z metastabilního diagramu Fe-Fe₃C je dalším podnětem pro experimentální část práce. Bude provedeno tepelné zpracování pro obě hodnoty a zkoumán vliv volby metody určení teploty A_{c3} na výsledné mechanické hodnoty zkoumané oceli.

Homogenizační

Homogenizační žhání se používá pro docílení homogenního rozptýlení uhlíku a dalších chemických heterogenit v austenitu. Homogenizační teploty bývají vysoké, obvykle 1100-1260°C, nebo vyšší. Homogenizace oceli probíhá difuzí prvků, difuzní koeficienty některých prvků jsou však nízké, proto je třeba pro dosažení homogenity dlouhého času výdrže na teplotě. Doba výdrže může dosáhnout až několika desítek hodin, což činí homogenizační žhání nákladnou operací [10].

Rozpouštěcí

Používá se především u austenitických (také duplexních) ocelí, kdy je třeba zajistit rovnoměrnou distribuci uhlíku v austenitu. Cílem je rozpustit všechny intermetalické fáze a rychlým ochlazením ve vodě zabránit jejich opětovnému vzniku a také zrovnoměnění rozložení uhlíku a zabránění vzniku karbidů a zajistit tak homogenní strukturu [10].

1.5.3 Kalení

Proces kalení zahrnuje ohřev oceli na kalicí teplotu, výdrž na této teplotě a rychlé ochlazení nadkritickou rychlostí za vzniku martenzitické nebo bainitické struktury. Kalení je prováděno za účelem zvýšení pevnosti a tvrdosti oceli.

Provádí se při teplotě 30-50°C nad teplotou A_{c3} u podeutektoidních ocelí a nad A_{c1} u nadeutektoidních ocelí [18].

Pro zvýšení prokalitelnosti se oceli legují molybdenem a chromem [21].

1.5.4 Popouštění

Při popouštění je zakalená ocel ohřáta na teplotu do A_{c1} , následuje výdrž na teplotě minimálně 1 hodinu a ochlazení vhodnou rychlostí. Provádí se ihned po zakalení, aby se předešlo vzniku lomů v důsledku vnitřního pnutí po kalení. Důsledkem je i zvýšení nárazové práce [18].

Uhlíkové a nízkolegované oceli jsou obvykle ohřívány na teplotu 175-700°C. Delší čas nebo vyšší teplota zvyšuje míru popouštění. Přítomnost karbidotvorných prvků zvyšuje odolnost oceli proti popouštění [10].

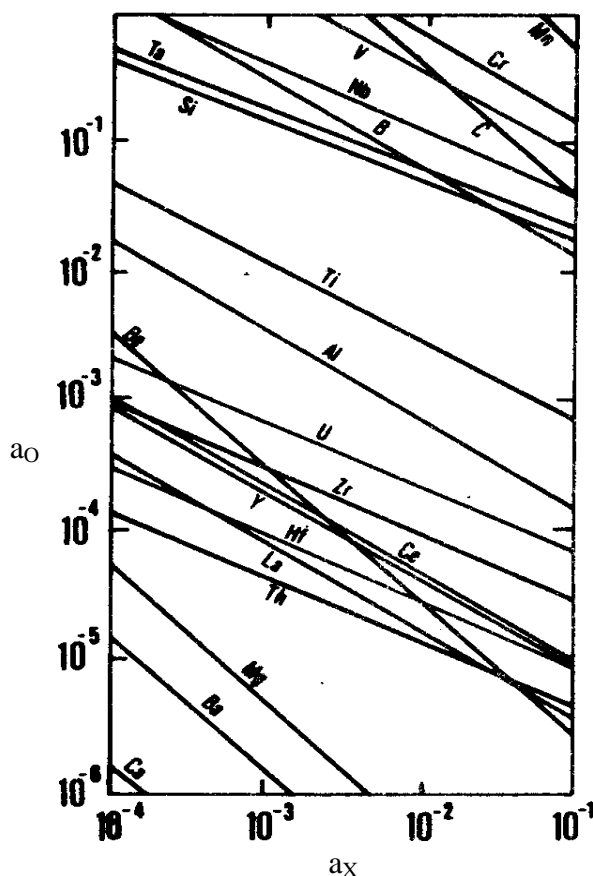
Popouštění při teplotách nižších než 595°C může vyvolat popouštěcí křehkost. Aby bylo co nejvíce zamezeno chladnutí oceli v pásmu, kdy nastává popouštěcí křehkost, může být ocel rychle ochlazená do vody [10]. Běžné teploty nízkoteplotního popouštění se pohybují v intervalu 100-300°C, vysokoteplotního pak v rozmezí 400-650°C [21].

1.6 Dezoxidace

Dezoxidace je metalurgický postup, při kterém je v tavenině snižován obsah kyslíku. Při vysokém obsahu kyslíku v tavenině jsou prvky s vysokou afinitou ke kyslíku vázány do vměstků, čímž aktivitu kyslíku snižují. Tyto vměstky znečišťují taveninu, což může způsobit komplikace při odlévání (např. ucpávají filtry) a v hotovém odlitku působí jako koncentrátoři napětí, čímž snižují houževnatost oceli. Pokud nejsou v tavenině přítomny prvky s vyšší afinitou ke kyslíku, než má uhlík, dochází i po odlití ve formě k uhlíkovému varu, který se projeví v odlitku jako bubliny a bodliny. Těmto problémům se zamezuje přidávkem vhodné dezoxidační přísady [21].

Za dezoxidační přísadu se označují ty prvky, které mají v roztaveném železe vyšší afinitu ke kyslíku než železo a tím snižují aktivitu kyslíku v tavenině. Nejčastěji se pro tyto účely využívá hliník [21]. Graf 14 ukazuje, jak prvky ovlivňují aktivitu kyslíku. Z grafu je patrné, že největší vliv na aktivitu kyslíku v tavenině mají vápník a kovy vzácných zemin.

Produktem dezoxidace jsou vměstky, které zhoršují mikročistotu oceli. Proto je při výběru dezoxidační přísady třeba zohlednit nejen její afinitu ke kyslíku, ale i afinitu k dalším prvkům a další faktory tak, aby vznikali vměstky, které mají příznivou morfologii (kolem kulovitých útvarů se koncentruje méně napětí, než například kolem hranatých) a chemické složení.



Graf 14 Vliv prvků na aktivitu kyslíku při 1600°C [22]

1.6.1 Dezoxidace hliníkem

Hliník je nejčastěji používanou dezoxidační přísadou. Je snadno dostupný a ekonomicky výhodný. Produktem dezoxidace je oxid hlinitý Al_2O_3 [19].

Používá se pro dezoxidaci v peci, závěrečnou dezoxidaci v pánvi a pro kombinovanou dezoxidaci více prvků. Při kombinované dezoxidaci se používá hliník jako první krok před závěrečnou dezoxidací silnějším dezoxidovadlem [19].

Aby byla zajištěna dostatečná dezoxidace i po odlití do forem a tím se zamezilo vzniku uhlíkového varu, je třeba udržet v tavenině koncentraci zbytkového (rozpuštěného v tavenině, ne vázaného v městcích) hliníku 0,03-0,05%. Na druhou stranu při vyšším obsahu zbytkového hliníku hrozí, že se na hliník bude vázat dusík za vzniku nitridu hliníku AlN . Nitrid hliníku způsobuje především u silnostěnných odlitků lasturové lomy. Tomuto nebezpečí lze zabránit přidavkem titanu, který má vyšší afinitu k dusíku než hliník [19]. Přídavek titanu by však neměl být vyšší, než 0,02%, jinak hrozí nebezpečí vzniku trhlin.

Udržení správné koncentrace zbytkového hliníku může být problém. Hliník má nižší hustotu než železo a díky tomu plave na hladině, kde je v kontaktu s atmosférou. Důsledkem toho je vysoký propal, který dosahuje 40-70%. Řešením je použití jiné metody vnášení hliníku do taveniny [19].

Hliník sám o sobě je z hlediska nárazové práce nepříznivý. Snížením aktivity kyslíku v tavenině (vázáním kyslíku do vměstků Al_2O_3 namísto do oxidů železa FeO , které mají velmi nepříznivý vliv na mechanické vlastnosti oceli) však v důsledku zlepši vlastnosti oceli [23].

1.6.2 Dezoxidace křemíkem

Křemík je slabým dezoxidačním prvkem. Nejnižší aktivity kyslíku v soustavě Fe-Si-O se dosáhne při obsahu křemíku 1-2% [19].

Produktem dezoxidace oceli křemíkem jsou křemičitany. Pokud jsou během tuhnutí přítomny v odlitku tekuté fáze těchto křemičitanů, ocel je nedostatečně dezoxidovaná [19].

1.6.3 Dezoxidace vápníkem

Jak je vidět v Grafu 13, vápník je velmi silný dezoxidační prvek. Má velkou afinitu nejen ke kyslíku, ale i k řadě dalších prvků (síra, dusík, fosfor,...), proto umožňuje rafinaci i těchto prvků (po odstranění kyslíku a síry). Před použitím vápníku se tavenina nejdříve dezoxiduje hliníkem [19].

Po přidání do tekutého kovu vápník reaguje s produkty dezoxidace hliníkem - oxidy hliníku a tvoří hlinitano-vápenaté městky, které mají nižší teplotu tavení a jsou tedy tekuté, což umožňuje snížit lící teplotu. Snížením lící teploty stoupá rychlost ochlazování (formovací směs se méně přehřeje v okamžiku nalití) a tím je docíleno jemnozrnnější struktury. Spolu s další vlastností vápníku - schopností modifikovat vměstky (viz kapitola 2.7), tak příznivě působí na nárazovou práci [19].

Největší vliv na houževnatost oceli má však schopnost vápníku modifikovat vměstky (viz kapitola 2.7).

1.6.4 Dezoxidace prvky vzácných zemin

Mezi prvky vzácných zemin patří céř, lantan, neodym a praseodym. Pro dezoxidaci jsou však nejdůležitější první dva jmenované. Jako dezoxidační přísada jsou velmi účinné, mají však vysokou afinitu k síře a produktem dezoxidace tak mohou být oxidy, které obsahují právě síru. Tyto oxisulfidy tvoří shluky, které mají oproti jiným vměstkům větší objem a hmotnost. Těžší částice vyplouvají pomaleji, proto tyto shluky oxidů a sulfidů zůstávají v odlitku a velkou měrou snižují mechanické vlastnosti, včetně nárazové práce [19,21].

1.6.5 Další způsoby dezoxidace

Jedním ze způsobů dezoxidace je dezoxidace více prvky, kdy se využívá kombinace různých dezoxidačních přísad za účelem ovlivňování produktů dezoxidace. Příkladem může být výše zmíněná dezoxidace hliníkem, následovaná dezoxidací vápníkem. Pevné produkty dezoxidace hliníkem jsou modifikovány vápníkem, který snižuje jejich tavicí teplotu a umožní snížení teploty lití [19,21].

Odlišným způsobem je dezoxidace extrakční, kde se místo přísady prvku s vysokou afinitou ke kyslíku snižuje aktivita kyslíku ve strusce, čímž se docílí difuze kyslíku z taveniny do strusky. Výhodou je zamezení zanášení taveniny vměstkou, nevýhodou nutnost delší doby dezoxidace [19].

Čím dál více je využívána i dezoxidace za sníženého tlaku (především pro materiály vyšších jakostí). Uhlík se ve vakuu za vyšších teplot stává silným dezoxidačním prostředkem, který redukuje i velmi stabilní oxidy. Pomocí této metody se dosahuje vysoké čistoty oceli [19].

Důležitost dezoxidace z hlediska nárazové práce spočívá v tom, že odstraňuje nepříznivé vlivy způsobené přítomností kyslíku volně rozpuštěného v tavenině. Správnou dezoxidací je možno ovlivňovat tvar, chemické složení a fázi vznikajících vměstků a tím docílit příznivějších tvarů vměstků z hlediska mechanických vlastností, snížení teploty tavení oceli a snížením aktivity kyslíku omezit uhlíkový var a tím snížit riziko bublin a bodlin. Všechny tyto změny mají příznivý vliv na nárazovou práci. Vliv dezoxidace na čistotu oceli a s ní související nárazovou práci je jednou z hlavních částí této práce.

1.7 Mikročistota oceli

Mikročistotou oceli se rozumí obsah, chemické složení a rozmístění vměstků v oceli. Jak již bylo popsáno výše, vměstky mají na výsledné vlastnosti oceli velký vliv. Jejich tvar může být určující pro pevnostní charakteristiky stejně jako i pro plastické vlastnosti. Obecně je známo, že vměstky působí jako koncentrátor napětí, z toho vyplývá, že je pro ocel nejvhodnější docílit kulovitěho tvaru vměstků. Stejně tak je z hlediska koncentrace napětí lepší rovnoměrné rozmístění vměstků po celém objemu, než lokální nahromadění. Vměstky bývají nejčastěji oxidy a sulfidy, přičemž významnější vliv na mechanické vlastnosti mají zpravidla sulfidy [21].

Je nutné zohlednit i teplotu tavení vměstků. Pokud je vysoká (vyšší než teplota lití) tak při lití proudí do taveniny pevné částice, které mohou například snižovat průtočnost filtru.

Naopak pokud je teplota tavení vměstků nízká, tekuté fáze zůstávají v mezidendritických prostorech a na okrajích zrn a mohou být posléze iniciátorem lomu [21].

Další vlastností vměstků je jejich tepelná roztažnost. Ta je odlišná od tepelné roztažnosti základní kovové matrice. Pokud při tuhnutí vměstek smršťuje méně než kovová matrice, způsobí lokální pnutí. Naopak pokud smršťuje více, vytvoří kolem sebe dutinu, která může sloužit jako iniciátor jamkového porušení a tím sníží plastické vlastnosti oceli [21].

Vměstky byly rozčleněny do několika kategorií:

Vměstky I. typu

Tyto vměstky vznikají v ocelích, které jsou dezoxidovány pouze slabě, nebo je v oceli lokálně spotřebován všechny dezoxidační prostředek. V takovém místě je vysoká aktivita kyslíku a vznikají kulovité oxidické, či oxisulfidické vměstky, které jsou při teplotě tavení oceli tekuté [19,21].

Vměstky II. typu

II. typ vměstků jsou většinou sulfidy, někdy v kombinaci s oxidy vzniklé díky segregaci síry a manganu v mezidendritickém prostoru. Z hlediska nárazové práce jsou tyto vměstky silně nežádoucí, protože mají tvar rozvětvených plochých dendritů, z čehož vyplývá jejich vysoký vrubový účinek. Na metalografickém výbrusu mají tvar řetízku [19].

Vměstky III. typu

III. typ vměstků jsou sulfidy a oxidy, jejich tvar je z hlediska nárazové práce příznivější - jsou hranaté, ale kompaktní. Vznikají v oceli při vyšším obsahu hliníku jako oxidy a při vyšším obsahu uhlíku a manganu také jako sulfidy [19].

Vměstky Ib. typu

Tyto vměstky mají kulovitý tvar, což má příznivý vliv na hodnotu nárazové práce. Tohoto typu vměstků se docílí kombinovanou dezoxidací (například hliníkem a FeSiCa), kdy spolu reagují produkty dezoxidace a vzniklé eutektikum má teplotu tavení nižší než je teplota tavení oceli. V ocelích dezoxidovaných tímto způsobem je aktivita kyslíku velmi nízká [19].

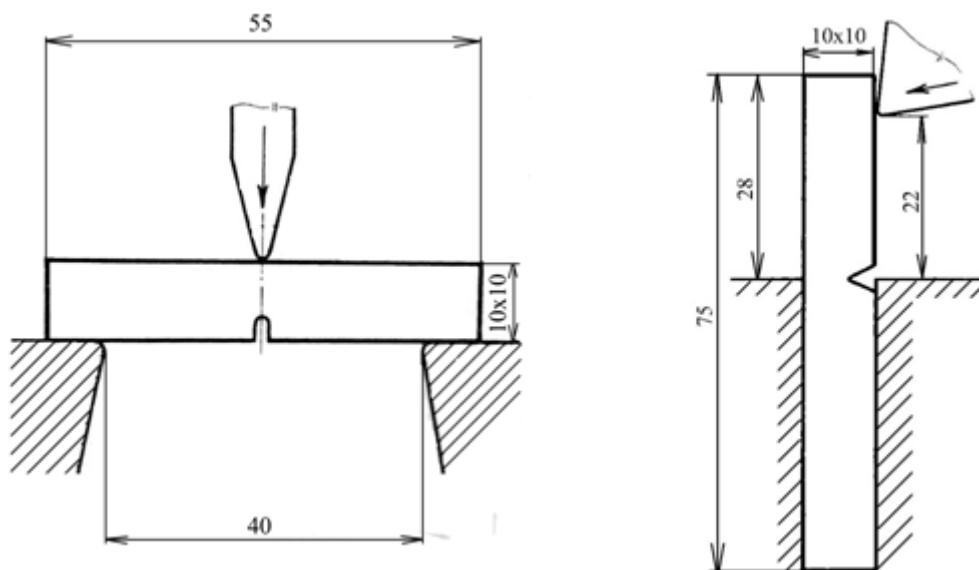
Vměstky IV. typu

Vměstky IV. typu vznikají, pokud tavenina obsahuje vysoký přebytek silných dezoxidačních prvků. Vměstky tvoří shluky sulfidů a oxidů, které pomalu vyplouvají do strusky a v hotovém odlitku pak působí jako koncentrátoři napětí. Shluky vměstků mají nepříznivý vliv na plastické vlastnosti oceli a její nárazovou práci [19].

Pro účely této práce, tedy pro oceli pracující za nízkých teplot se jeví jako nejvýhodnější docílit vměstků Ib. typu, které mají kulový tvar a nízkou teplotu tavení. Nejméně výhodné jsou vměstky II. typu, které mají velký vrubový účinek a tím snižují nárazovou práci a zvyšují tranzitní teplotu. Samozřejmostí zůstává snaha o co nejvyšší čistotu taveniny, tedy co nejmenší počet vměstků. Vliv vměstků bude posouzen pomocí použití různých druhů dezoxidačních přísad a modifikace vápníkem.

2. METODY ZKOUŠENÍ VRUBOVÉ HOUŽEVNATOSTI MATERIÁLU

Pro účely vyhodnocení vrubové houževnatosti materiálu jsou v současnosti využívány především dvě metody – rázová zkouška dle Charpyho a dle Izoda. Hlavní rozdíly mezi těmito zkouškami je umístění vzorku. Při zkoušce na Charpyho kladivu je vzorek položen na dvě pevné podpory a ráz je veden naproti vrubu. U zkoušky dle Izoda je vzorek vetknut až po rovinu vrubu do přípravku a ráz není veden do roviny vrubu [14].



Obr. 6 Princip zkoušky dle Charpyho (vlevo) a dle Izoda (vpravo) [14]

V této je zvolena metoda dle Charpyho.

2.1 Definice zkoušky rázem v ohybu dle Charpyho

Norma ČSN EN 148-1 o zkoušce rázem v ohybu dle Charpyho říká:

„Tato zkouška spočívá v přeražení zkušebního tělesa s vrubem jedním rázem kyvadlového kladiva za podmínek definovaných v kapitolách (...). Vrub ve zkušebním tělese má danou geometrii a nachází se uprostřed mezi dvěma podporami na protilehlé straně k místu úderu při zkoušce. Při zkoušce se určuje energie absorbovaná při rázové zkoušce [15].“

Cílem této metody je stanovení nárazové práce potřebné k přeražení vzorku [14].

2.2 Měrná jednotka

Nárazová práce K potřebná k přeražení, jednotkou jsou Jouly (J)

Vrubová houževnatost R , jednotkou jsou $J \cdot cm^{-2}$

2.3 Postup zkoušky [14]

Zkontrolujeme a stanovíme rozměry a provedení zkušebních tyčí a změříme plochu nejmenšího průřezu tyče v místě vrubu S_0 .

Kladivo uvedeme do horní polohy a zajistíme před nežádoucím uvolněním.

Zkušební tyč uložíme na příslušné podpěry a správnost uložení (polohu vrubu) kontrolujeme šablonou.

Před uvolněním kladiva se přesvědčíme, zda je ukazatel spotřebované práce nastaven přesně na nulu.

Uvolníme kladivo a zkušební tyč přerazíme.

Na stupnici odečteme spotřebovanou práci.

2.4 Požadavky zkoušky [14]

Vzdálenost podpěr pro uložení zkušební tyče

Volný překmit kladiva – kladivo se uchytí v horní poloze a vlečná ručička se nastaví na maximální hodnotu. Na podpěry se nedává žádná zkušební tyč a po odjištění kladiva je určeno množství energie potřebné na tření v ložiscích a na překonávání odporu vzduchu; tato energie musí být v rozmezí $\pm 0,5$ % největší energie v nárazu.

Jestliže teplota není předepsána v příslušné normě na výrobek, pak se zkouška musí provádět při teplotě $23\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$; jestliže v příslušné normě na výrobek je tato teplota předepsána bez úchylek, pak musí být dodržena v mezích $\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$.

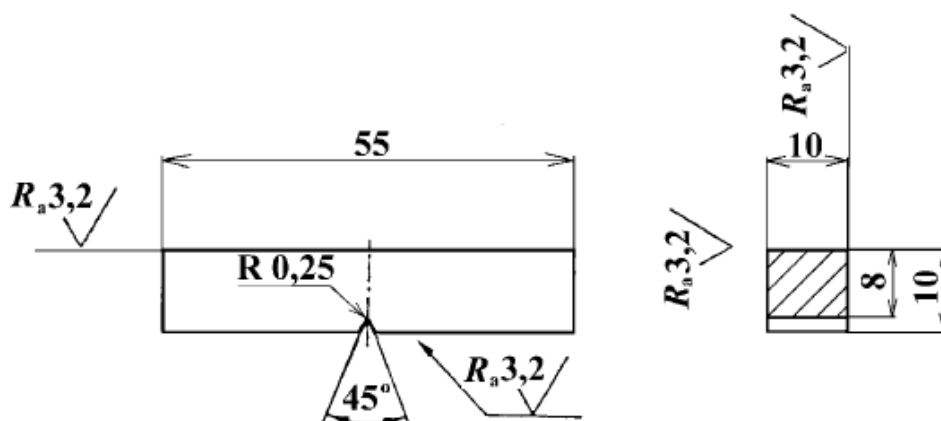
Pro zkoušky při teplotách jiných než okolních musí být zkušební tyč vložena do temperovacího prostředí na dobu potřebnou k dosažení žádané teploty (alespoň 10 min v kapalném prostředí nebo 30 min v prostředí plynném); zkušební tyč musí být přerazena během 5 s po jejím vyjmutí z prostředí.

Zkušební tyč se pomocí šablony vkládá na opěry tak, aby ráz kladiva byl veden na stěnu tyče proti vrubu; povolená odchylka polohy je 0,5 mm.

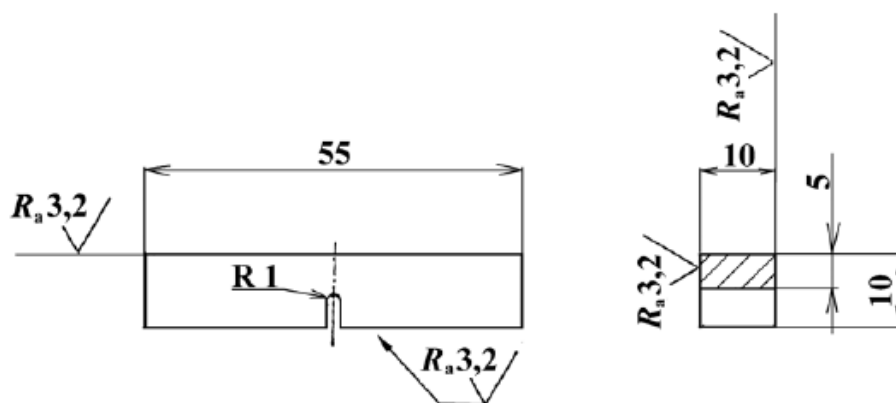
Výsledkem je graf závislosti nárazové práce K na teplotě.

2.5 Zkušební tělesa

Zkušební tělesa jsou normována. Jde o hranol určité velikosti, který má buď V-vrub, nebo U-vrub. Zkušební těleso s V-vrubem se používá u materiálů, které vykazují tranzitní lomové chování (svařitelné oceli tvářené i na odlitky, tvárná litina). Naproti tomu těleso s U-vrubem se používá například pro legované a perlitické oceli [16].



Obr. 7 Zkušební tyč s V-vrubem [14]



Obr. 8 Zkušební tyč s U-vrubem [14]

Ocel zkoušená v této práci vykazuje tranzitní chování, proto budou použity vzorky s V-vrubem.

V případě tohoto experimentu je vzorek podchlazován, postup podchlazování a manipulace se vzorkem je udán normou ČSN ISO 148-1.

2.6 Určení tranzitní teploty

Tranzitní teplota se určuje na základě sestavení křivky tranzitního chování materiálu. Pro každou slitinu je provedeno několik měření za různých teplot, z těchto výsledků je vhodným statistickým nástrojem vybrána střední hodnota, která je vynesena do grafu závislosti absorbované energie na teplotě. Těmito body je vedena křivka. Tato křivka popisuje tranzitní lomové chování materiálu.

Tranzitní teplota se dá určit několika způsoby, jejichž výsledek však obvykle není totožný. Správná volba závisí na povaze zadání. Obecně se však dá říci, že všechny výsledné teploty musí být menší, než skutečná teplota, které bude výsledná součást z tohoto materiálu vystavena v provozu.

Metody určení tranzitní teploty jsou rozděleny dle [17]:

Velikosti absorbované energie

Vzhledu lomové plochy

2.6.1 Metody stanovení tranzitní teploty dle velikosti absorbované energie

Tranzitní teplota 27J (T_{27J})

Teplota, při které nárazová práce potřebná k přeražení vzorku dosáhne právě hodnoty 27J. Hodnota 27J je zvolena z historického hlediska.

Je určena tak, že z hodnoty 27J je na ose absorbované energie vedena rovnoběžná přímka s osou teploty. V místě průniku s křivkou tranzitního chování je vedena kolmice, která protne osu teplot. Na této je možno odečíst tranzitní teplotu T_{27J} .

Postup zhodnocení, zda materiál vyhovuje:

1. Změří se tři vzorky na dané teplotě. Dva z nich musí mít hodnotu absorbované energie KV vyšší nebo rovnu 27J, pouze jeden může mít méně než 27J, avšak ne méně než 19J.
2. Pokud je střední hodnota z těchto tří zkoušek vyšší nebo rovna 27, pak materiál vyhovuje.
3. Pokud je střední hodnota nižší než 27J, materiál nevyhovuje a je nutno změřit další tři vzorky tohoto materiálu při dané teplotě.
4. Nyní je hodnoceno všech šest hodnot. Čtyři vzorky musí mít hodnotu absorbované energie vyšší nebo rovnu 27J, jeden nižší než 27J, ale ne nižší než 19J a jeden může mít méně než 19J.
5. Střední hodnota ze všech šesti vzorků musí být vyšší, nebo rovna 27J, jinak materiál za této teploty nevyhovuje [16].

Tranzitní teplota 0,5 ($T_{0,5}$)

Teplota, při které nárazová práce potřebná k přeražení vzorku dosáhne právě průměrné hodnoty určené vztahem.

$$KV_{50\%} = \frac{KV_{min} + KV_{max}}{2} \quad (3)$$

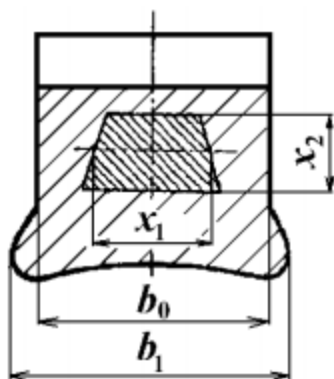
Postup:

Určí se maximální a minimální hodnota absorbované energie a dle vzorce výše je vypočteno $KV_{50\%}$. Touto spočtenou hodnotou je vedena přímka rovnoběžná s teplotní osou. V místě, kde se přímka protne s křivkou tranzitního chování, je vedena kolmice, která protne teplotní osu a z té je možno odečíst tranzitní teplotu.

2.6.2 Metody stanovení tranzitní teploty dle vzhledu lomové plochy

Tranzitní teplota $T_{50\%}$ je teplota, při které procento tvárného lomu $PL[\%]$ dosáhne hodnoty 50%.

Výpočet:



$$S_{KL} = x_1 \cdot x_2$$

$$P_{KL} = S_{KL} / S_0$$

$$P_L = 100 - P_{KL}$$

Obr. 9 Výpočet velikosti tvárného lomu [3]

3. POPIS EXPERIMENTU

3.1 Úvod - cíle experimentu

Experimentální část této práce má za cíl upravit a optimalizovat proces výroby zkoumané oceli popsané v kapitole 1. Výsledná ocel musí splňovat požadavky stanovené zákazníkem, což je hodnota nárazové práce minimálně 25J při teplotě -40°C a tvrdost vyšší než 50HRC.

Protože není zákazníkem povoleno upravovat proces odlévání, či změnit technologii výroby forem, optimalizaci vlastností zkoumané oceli je možno provést prostřednictvím úprav tří faktorů - chemického složení, dezoxidace a tepelného zpracování oceli.

3.2 Plán experimentu

V rámci experimentu bylo provedeno několik sérií taveb. Návrh chemického složení, metalurgického postupu a tepelného zpracování pro každou sérii taveb byl sestaven na základě vyhodnocení výsledků měření ze série taveb předchozích, přičemž první série taveb kopírovala metalurgický postup a tepelné zpracování, které zákazník používá pro výrobu oceli v současnosti. Chemické složení jednotlivých taveb v první sérii bylo navrženo tak, aby se zjistil vliv důležitých legujících prvků na nárazovou práci. Po vyhodnocení výsledků z první tavby byl sestaven plán tavby druhé a následně stejným postupem tavby další.

V každé sérii taveb bylo vyrobeno několik druhů ocelí, které se od sebe lišily chemickým složením, případně i metalurgickým postupem. Tyto oceli byly odlity do kýlových bloků, ze kterých byly odebrány vzorky pro měření tvrdosti a pro zkoušku rázem v ohybu. Vzorky byly tepelně zpracovány a obrobeny. Na hotových vzorcích byla provedena měření.

Cílem je dosáhnout některým z postupů požadovaných mechanických vlastností.

3.3 Postup a použité zařízení

Po návrhu chemického složení a výpočtu vsázky byla provedena série taveb. Tavení se uskutečnilo v elektrické indukční peci s neutrální vyzdívkou o objemu pro 20kg oceli. Chemického složení bylo během tavení ověřováno na spektrálním analyzátoru.

Ocel byla odlita do pískových forem s carbophenovým pojivovým systémem. Odlitkem byl kýlový blok o tloušťce stěny 25mm.

Z kýlového bloku byla oddělena spodní část o rozměrech 25x25x40mm, která byla tepelně zpracována. Z této části byly obrobeny zkušební vzorky pro zkoušku rázem v ohybu.

Měřené veličiny byly nárazová práce a tvrdost.

Postup měření:

Měření chemického složení oceli na spektrálním analyzátoru (během tavení, následné dolegování, měření před odlitím, poté přímo z hotového odlitku)

Provedení tepelného zpracování

Zkouška rázem v ohybu

Zkouška tvrdosti dle Rockwella

Zhotovení metalografického výbrusu

Použitá zařízení a metody

Spektrální analýza chemického složení

Chemické složení bylo měřeno na přístroji SPECTROMAX od výrobce Spectro.

Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu byla prováděna na Charpyho kladivu o energii 300J, výrobce Dussedolfer Maschinenbau A.G. Před každou sérií testů byl proveden prokmit beranu kladiva bez vzorku pro zjištění energie potřebné k překonání tření v ložiscích. Tato energie nikdy nepřesáhla 0,5%, což je v souladu s normou.



Obr. 10 Charpyho kladivo

Vzorky byly v provedení dle normy - 10x10x55mm s V-vrubem. Vzorky byly podchlazeny na teplotu -40°C v lihové lázni chlazené suchým ledem v rozptylu teploty maximálně $\pm 1^\circ\text{C}$. Doba chlazení byla 10 minut, po uplynutí této doby byl vzorek vyjmut středními kleštěmi, do 5 sekund přenesen na podpěry, kde se přiložil k předem nastavenému dorazu a přeražen beranem kladiva.



Obr. 11 Nádoba s lihovou lázní, kde se pomocí suchého ledu provádělo podchlazení vzorků



Obr. 12 Přeražené zkušební vzorky. Na obrázku je patrná koroze, materiál je ke korozi velmi náchylný (v době zkoušky byly vzorky bez koroze)

Zkouška tvrdosti dle Rockwella

Tvrdost byla měřena na přístroji pro měření tvrdosti dle Rockwella se stupnicí "C".

Zhotovení metalografických výbrusů

Metalografické výbrusy byly zhotoveny pomocí přístroje METASERV 3000, výrobce Bühler. Pozorovaná plocha byla obroušena a vzorek byl zalit technologií Versocit od společnosti Bühler. Následně byl leštěn pomocí kotoučů Struers a hodnocen pod mikroskopem.

4. EXPERIMENT A ZHODNOCENÍ EXPERIMENTU

Celkem bylo provedeno 26 taveb, rozdělených do čtyř sérií. Každá série taveb byla zaměřena na sledování změn nárazové práce a tvrdosti v závislosti na provedených změnách chemického složení, metalurgického postupu, nebo tepelného zpracování oceli.

Podmínky a průběh taveb a dosažené výsledky jsou v této kapitole postupně rozepsány, včetně postupu při návrhu tavby.

4.1 1. série taveb

4.1.1 Postup

První série taveb měla totožný metalurgický postup, jaký je v současné době využíván zákazníkem. Chemické složení bylo navrženo za účelem sledování vlivu změny koncentrace legujících prvků na nárazovou práci a tvrdost.

Bylo provedeno celkem 8 taveb (tavby 217-224). Z odlitých kýlových bloků bylo zpracováno 7 sad vzorků pro zkoušku rázem v ohybu, polovina vzorků z každé sady byla tepelně zpracována postupem A, druhá polovina B. U vzorků 221-B byl bohužel nesprávně zhotoven V-vrub, proto musely být z testování vyřazeny.

Chemické složení

Snahou bylo u každé tavby dodržet podobné chemické složení, a u jednotlivých taveb se měnila koncentrace vždy jen jednoho prvku. U taveb 217-223 bylo dodrženo rozmezí povolených obsahů prvků, stanovených zákazníkem. U poslední tavby v této sérii (224) byla provedena změna koncentrace více prvků.

Tavba 217: Chemické složení první tavby je totožné s ocelí, která je v současné době využívána zákazníkem. Tato slouží jako standart pro porovnání obsahu prvků v této sérii taveb.

Tavba 218: Snížení obsahu manganu (u všech taveb uvedeno vzhledem k první tavbě)

Tavba 219: Zvýšení obsahu manganu

Tavba 220: Snížení obsahu manganu

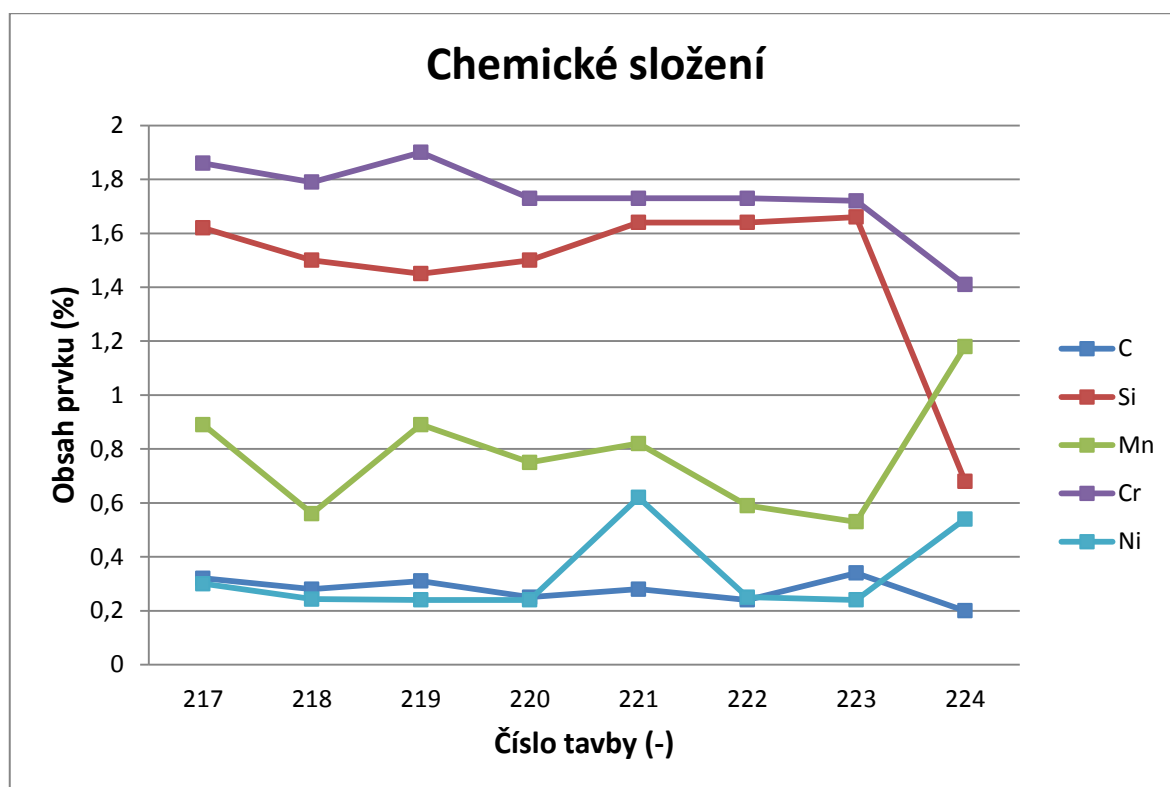
Tavba 221: Zvýšení obsahu niklu

Tavba 222: Snížení obsahu uhlíku na spodní mez povoleného rozsahu, společně se snížením obsahu manganu

Tavba 223: Zvýšení obsahu uhlíku na horní mez povoleného rozsahu, společně se snížením obsahu manganu

Tavba 224: Zvýšení obsahu niklu a manganu na horní mez povoleného rozsahu a snížení obsahu uhlíku, křemíku a chromu. Prostřednictvím tohoto návrhu měla být ověřena správnost údajů v teoretickém rozboru.

Graf 15 znázorňuje výsledky měření chemického složení pomocí spektrálního analyzátoru z hotového odlitku.



Graf 15 Přehled chemického složení jednotlivých taveb v první sérii

Tepelné zpracování

Tepelné zpracování v této sérii bylo stejné, jaké v současnosti používá zákazník. Polovina vzorků pro zkoušku rázem v ohybu byla tepelně zpracována postupem A, druhá polovina postupem B.

Tabulka 5 Plán tepelného zpracování

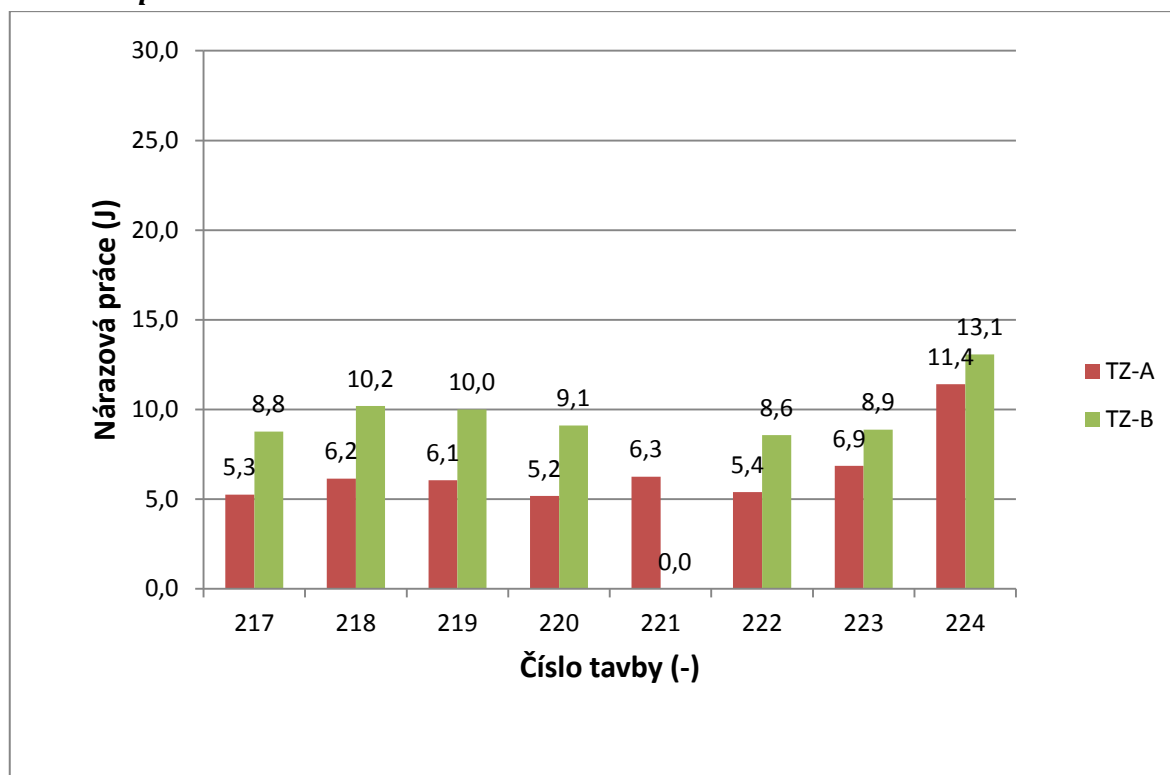
Tepelné zpracování	Kalení	Žíhání	Popouštění
TZ-A	1040°C	920°C	200°C
TZ-B	1000°C	960°C	220°C

Metalurgický postup

V první sérii byla použita dezoxidace oceli hliníkem, který byl přidán v průběhu tavby.

4.1.2 Výsledky

Nárazová práce

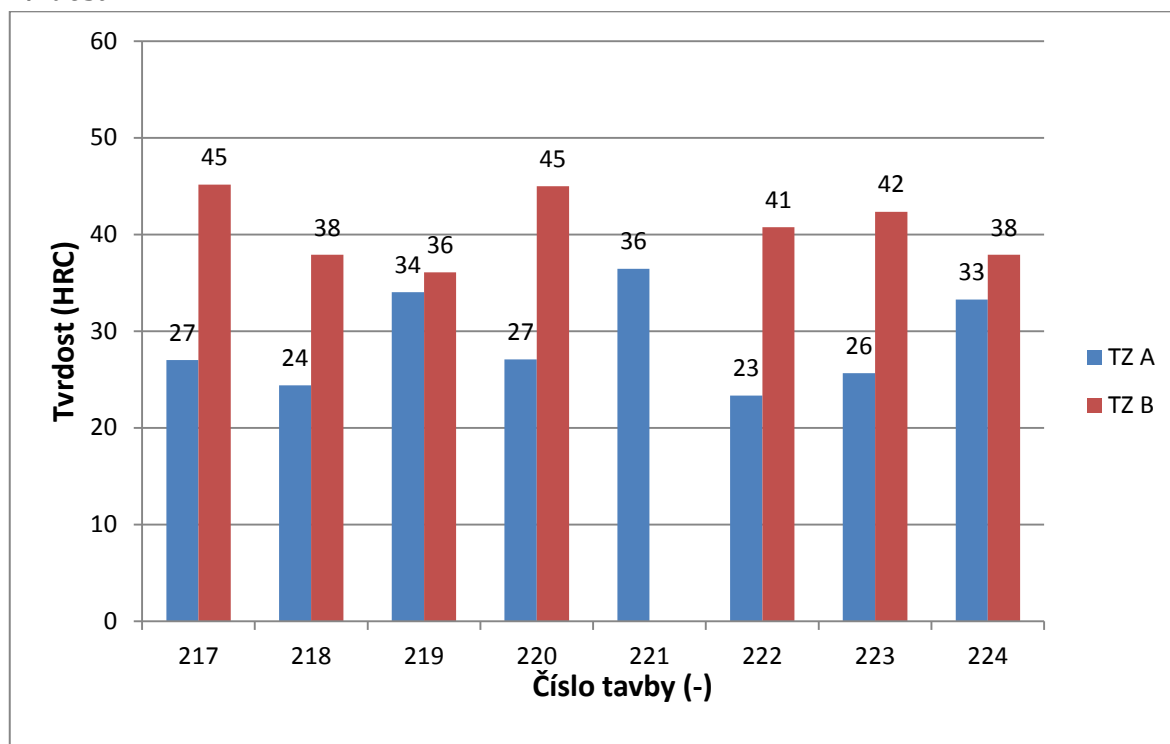


Graf 16 Hodnoty nárazové práce u první série taveb

Zhodnocení výsledků nárazové práce

Z Grafu 16 je zřejmé, že žádná série vzorků z první série taveb nedosáhla požadované hodnoty nárazové práce 25J. Na první pohled je však patrné zvýšení nárazové práce u vzorků zpracovaných postupem tepelného zpracování B.

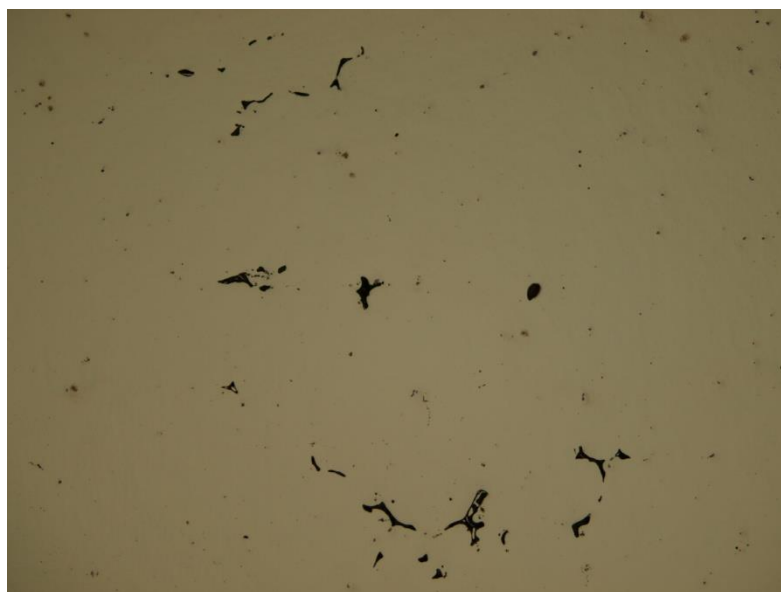
I když lze v grafu pozorovat výchylky hodnot nárazové práce, tyto hodnoty mohou být považovány za téměř shodné. Rozdíly pro jednotlivé tavby a zpracování jsou minimální a činí pro zpracování A 5-6J a cca 9-10J pro zpracování B. Nejvyšší hodnota nárazové práce (13J) byla naměřena u vzorků z tavby 224, kde byla provedena změna koncentrací více prvků současně. Byla snížena koncentrace křemíku a uhlíku, tedy prvků, které snižují nárazovou práci a zároveň zvýšena koncentrace niklu a manganu, které nárazovou práci zvyšují. Tato změna však byla provedena pouze kvůli experimentálním účelům, koncentrace prvků nejsou v povoleném rozsahu chemického složení.

Tvrдость**Graf 17** Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb v první sérii***Zhodnocení výsledků tvrdosti***

Tvrдость žádného vzorku nedosáhla požadované hodnoty 50HRC. Hodnoty tvrdosti pro zpracování A se pohybovaly v rozmezí 23-36HRC, pro zpracování B pak 36-45HRC. Při porovnání změn tvrdosti s obsahem jednotlivých prvků nelze vysledovat nějaký trend, příčina výchylek tvrdosti u jednotlivých ocelí je prozatím neznámá a bude předmětem zkoumání u dalších taveb.

Metalografické vyhodnocení

Zhotovením metalografických výbrusů bylo zjištěno, že mikročistota ocelí z první série taveb není optimální. Ve vzorcích se objevují mikrostaženiny a řediny, které nepříznivě ovlivnily hodnoty nárazové práce. Metalografický snímek neleptané struktury je na Obr. 13.



Obr. 13 Řediny v oceli 217-B, zvětšeno 100x, neleptáno

Vzorky zpracované postupem tepelného zpracování A mají převážně feriticko-perlitickou strukturu (Obr. 14). Jednotlivá zrna jsou poměrně hrubá, což mohlo ovlivnit nízké hodnoty nárazové práce a tvrdosti. Naproti tomu se u vzorků zpracovaných postupem tepelného zpracování B objevuje smíšená struktura martenzitu a bainitu (Obr. 15). Martenzit a bainit mají oproti feritu a perlitu vyšší tvrdost, což je v souladu se získanými výsledky měření tvrdosti. Zároveň mají oceli zpracované tepelným zpracováním B jemnozrnnější strukturu. Na vyšších hodnotách nárazové práce a tvrdosti u vzorků zpracovaných postupem B se tedy podílela menší velikost zrna (oproti vzorkům zpracovaným postupem A) a vzniklá struktura bainitu a martenzitu. Ve všech vzorcích se objevují mikrostaženiny.



Obr. 14 Feriticko-perlitická struktura oceli 218-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitem



Obr. 15 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 220-B, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem

U oceli 224-A bylo po tepelném zpracování dosaženo perlitické struktury s velmi jemným uspořádáním lamel, na rozdíl od zbytku ocelí z této tavby, které měly strukturu hrubozrnnou. Tím lze vysvětlit nárůst mechanických vlastností u tavby 224-A.



Obr. 16 Feriticko-perlitická struktura oceli 224-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem

Návrh dalšího postupu

V této sérii taveb žádná ze sad vzorků nedosáhla požadovaných mechanických vlastností, ani se neprokázal výrazný vliv některého legujícího prvku na nárazovou práci. Z tohoto důvodu byly ve druhé sérii taveb provedeny následující změny.

Pro druhou sérii taveb byly navrženy změny chemického složení pro další sledování vlivu legujících prvků na nárazovou práci. Dále byla navržena změna metalurgického postupu, konkrétně dezoxidace. Na rozdíl od předchozí tavby, kdy byl hliník do taveniny přidáván v průběhu tavby, byl nyní hliník do taveniny přidán až těsně před odlitím. Tím mělo být dosaženo vyššího obsahu zbytkového hliníku v oceli po odlití, z čehož pramení lepší dezoxidační účinek (nedochází k propalu hliníku). Poslední změnou metalurgického postupu bylo zařazení dmýchání argonu do taveniny.

Tepelné zpracování zůstalo stejné, jako u předchozí tavby.

4.2 2. série taveb

4.2.1 Postup

Druhá série taveb byla provedena na základě poznatků získaných z měření vzorků z tavby předchozí.

Bylo provedeno celkem 7 taveb (tavby 232-238). Z těchto taveb byly odlity kýlové bloky, ze kterých bylo zpracováno 7 sad vzorků pro zkoušku rázem v ohybu, polovina vzorků z každé sady byla tepelně zpracována postupem A, druhá polovina postupem B. Vzorky 234-A, 237-B a 238-A byly poslány zákazníkovi na externí změření.

Pro tavby 235-238 byla zavedena metalurgická změna zařazením dmýchání argonu do taveniny prostřednictvím porézní zátky ve dně tavíciho agregátu.

Chemické složení

Přestože nebyl prokázán markantní vliv některého legujícího prvku, byl použit obdobný postup jako u první série taveb a to změna obsahu některých legujících prvků.

Tavba 232: První ocel slouží opět jako standard pro porovnání vlivu koncentrace prvků v dalších tavných na hodnoty nárazové práce.

Tavba 233: Zvýšení obsahu manganu

Tavba 234: V této tavně bylo provedeno nejvíce změn, došlo k dalšímu zvýšení obsahu manganu spolu se zvýšením niklu a zároveň ke snížení obsahu křemíku, uhlíku a chromu

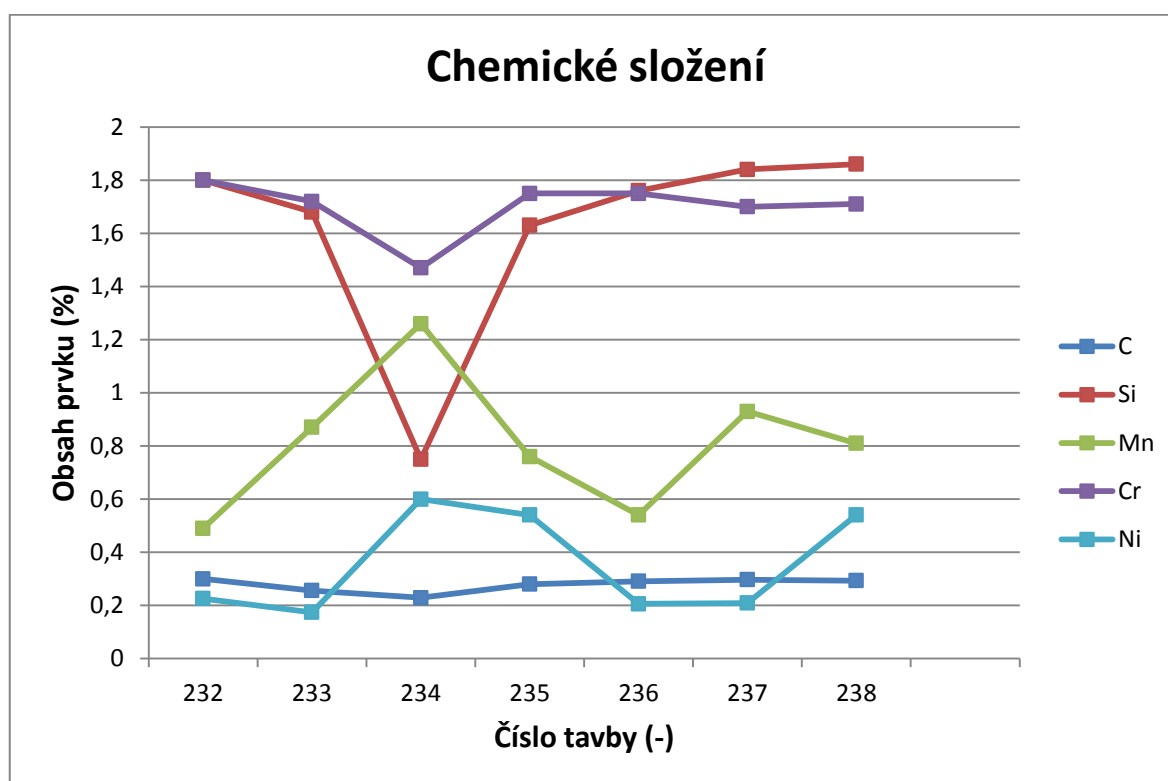
Tavba 235: Současné zvýšení obsahu niklu a manganu, ostatní legující prvky mají obsah stejný jako u tavby 232

Tavba 236: Tato tavba má totožné chemické složení jako tavba 232, aby bylo možno pozorovat vliv míchání taveniny argonem během tavení na hodnoty nárazové práce

Tavba 237: Obdobně jako předchozí tavba, tato byla zařazena z důvodu pozorování vlivu míchání taveniny argonem na hodnoty nárazové práce. Tavba 237 má stejné chemické složení jako tavba 233

Tavba 238: Totožné chemické složení jako tavba 235.

Graf 18 znázorňuje výsledky měření chemického složení z odlitků v jednotlivých tavných stanovené pomocí spektrálního analyzátoru.



Graf 18 Přehled chemického složení jednotlivých taveb ve druhé sérii

Tepelné zpracování

Pro tuto sérii taveb bylo ponecháno stejné tepelné zpracování jako u série taveb předchozí.

Tabulka 6 Plán tepelného zpracování

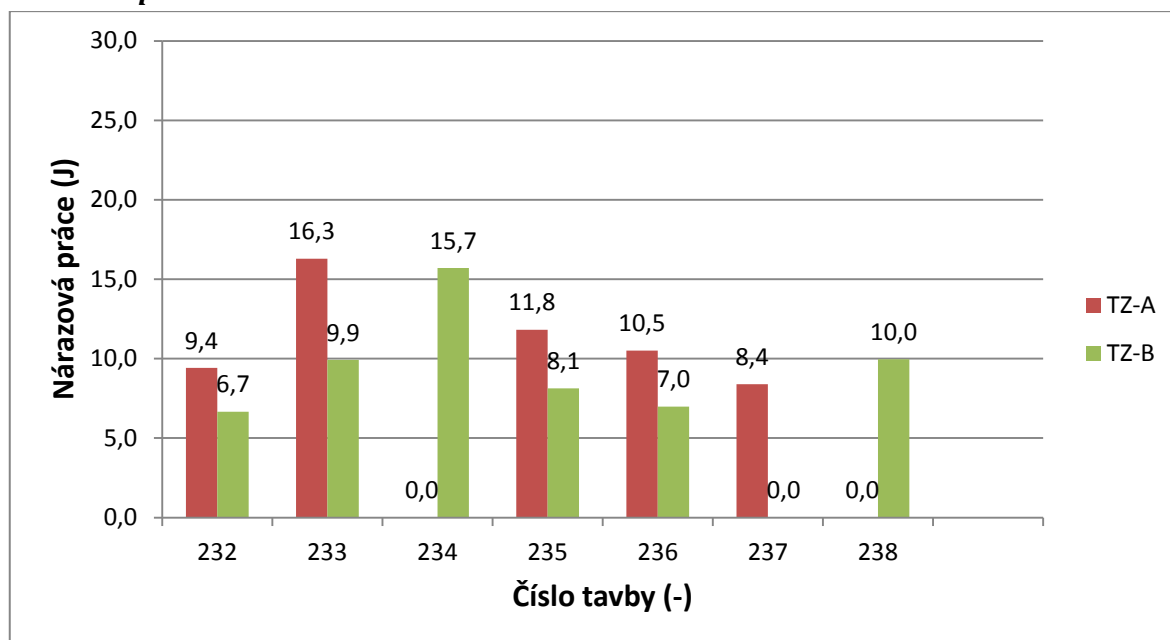
Tepelné zpracování	Kalení	Žíhání	Popouštění
TZ-A	1040°C	920°C	200°C
TZ-B	1000°C	960°C	220°C

Metalurgický postup

Pro tuto sérii byly oproti sérii předchozí provedeny dvě změny. První z nich je modifikovaný postup dezoxidace hliníkem. V předchozí tavbě byl hliník přidán v průběhu tavení, v této sérii taveb byl hliník přidáván do taveniny až těsně před odlitím. Druhou změnou je zařazení míchání taveniny v peci argonem u taveb 236-238.

4.2.2 Výsledky

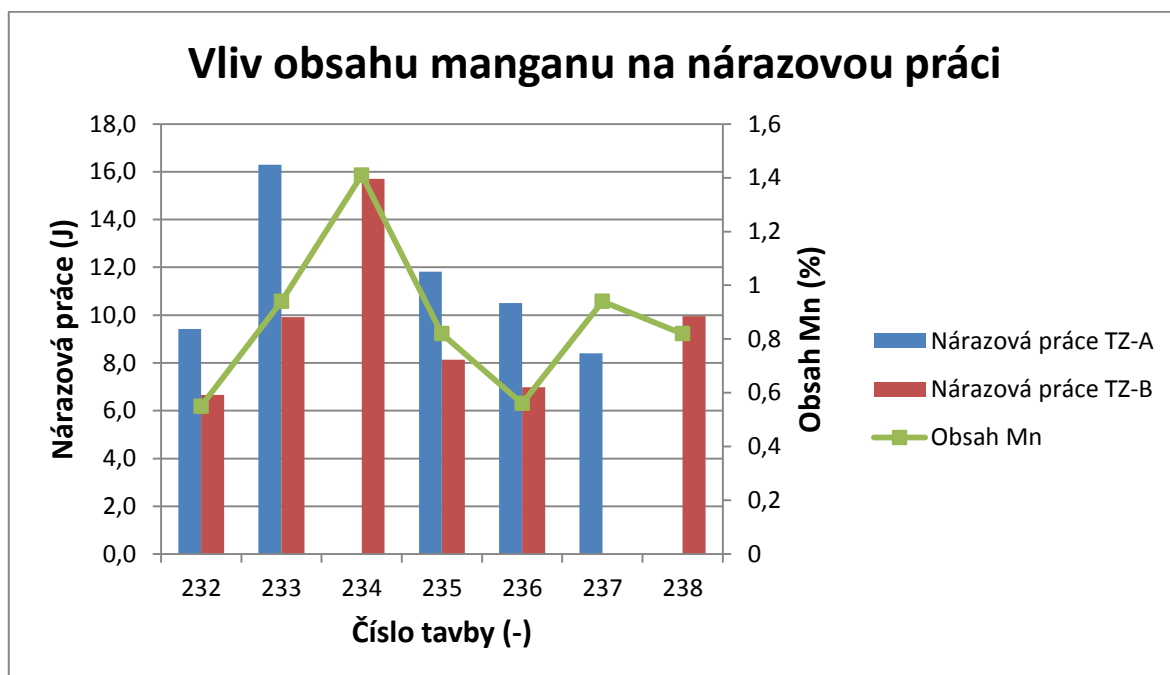
Nárazová práce



Graf 19 Hodnoty nárazové práce u druhé série taveb

Zhodnocení výsledků nárazové práce

Hodnoty nárazové práce v Grafu 19 ukazují, že žádná sada vzorků z druhé série taveb opět nedosáhla požadované hodnoty nárazové práce 25J. Vzorky zpracované postupem A dosahovaly hodnot nárazové práce 8-16J, vzorky zpracované postupem B pak 7-15J. Rozdíly ve výsledcích u jednotlivých taveb jsou však více patrné, než u první série taveb. Při porovnání změn chemického složení a výsledků nárazové práce lze spatřit určitý trend. Dle tohoto trendu hodnota nárazové práce roste s obsahem manganu v oceli (Graf 20), což je v souladu s teoretickými předpoklady.



Graf 20 Trend růstu nárazové práce spolu s rostoucím obsahem manganu v oceli

V Grafu 20 lze pozorovat, jak hodnota nárazové práce koreluje s obsahem manganu v oceli.

Aby bylo možno posoudit, zda skutečně obsah manganu nárazovou práci ovlivňuje, je nutno použít statistické metody. Pro tento případ byla zvolena metoda regresní analýzy. Statistické výpočty byly provedeny v programu Minitab 15.

Jako nulová hypotéza byl stanoven výrok, že mezi obsahem manganu v oceli a nárazovou prací není závislost. Výpočty byly provedeny pro tepelné zpracování A i B.

Regression Analysis: Nárazová práce TZ-A versus Obsah manganu

The regression equation is

Nárazová práce TZ-A = 7,84 + 4,81 Obsah manganu

5 cases used, 2 cases contain missing values

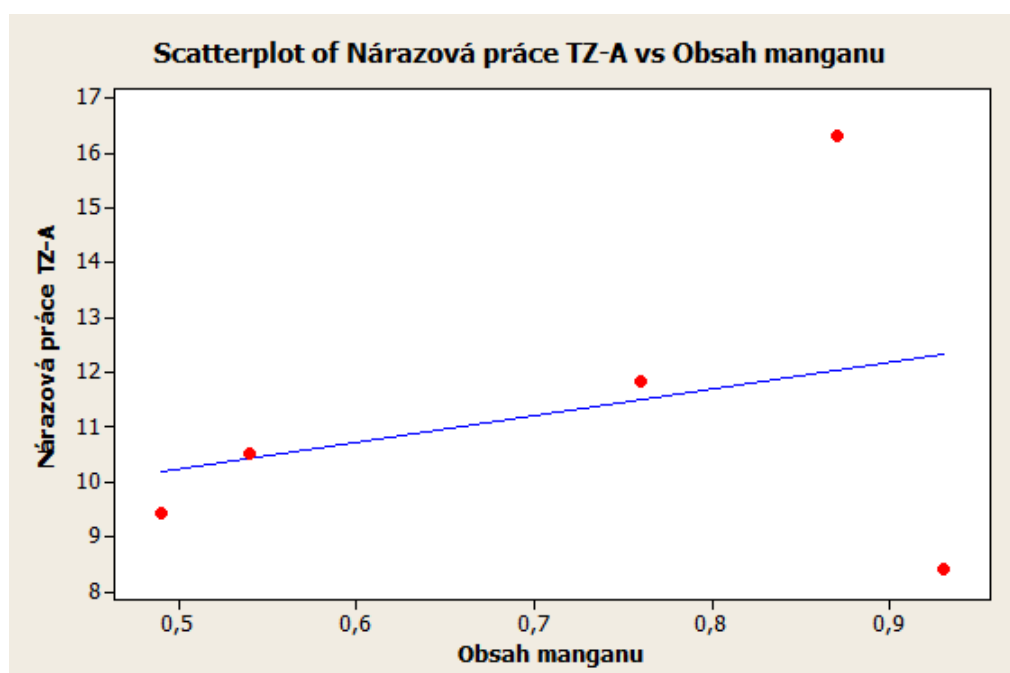
Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	7,835	6,379	1,23	0,307
Obsah manganu	4,809	8,632	0,56	0,616

S = 3,38155 R-Sq = 9,4% R-Sq(adj) = 0,0%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	1	3,55	3,55	0,31	0,616
Residual Error	3	34,30	11,43		
Total	4	37,85			

Obr. 17 Screenshot výsledků výpočtů provedených programem minitab



Obr. 18 Graf regresní analýzy

V případě tepelného zpracování A vyšla P-hodnota 0,616, což je více než 0,05, z čehož vyplývá, že s pravděpodobností 95% není mezi obsahem manganu a nárazovou prací závislost.

Regression Analysis: Nárazová práce TZ-B versus Obsah manganu

The regression equation is

Nárazová práce TZ-B = 0,29 + 11,8 Obsah manganu

6 cases used, 1 cases contain missing values

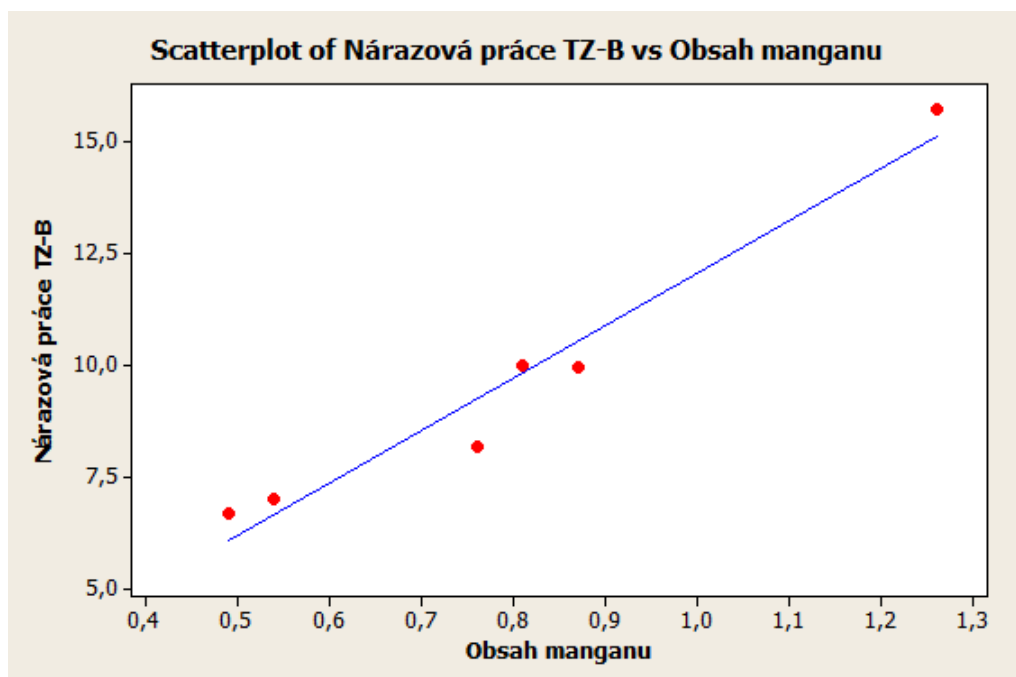
Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	0,292	1,039	0,28	0,793
Obsah manganu	11,756	1,255	9,37	0,001

S = 0,774694 R-Sq = 95,6% R-Sq(adj) = 94,6%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	1	52,671	52,671	87,76	0,001
Residual Error	4	2,401	0,600		
Total	5	55,072			

Obr. 19 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab

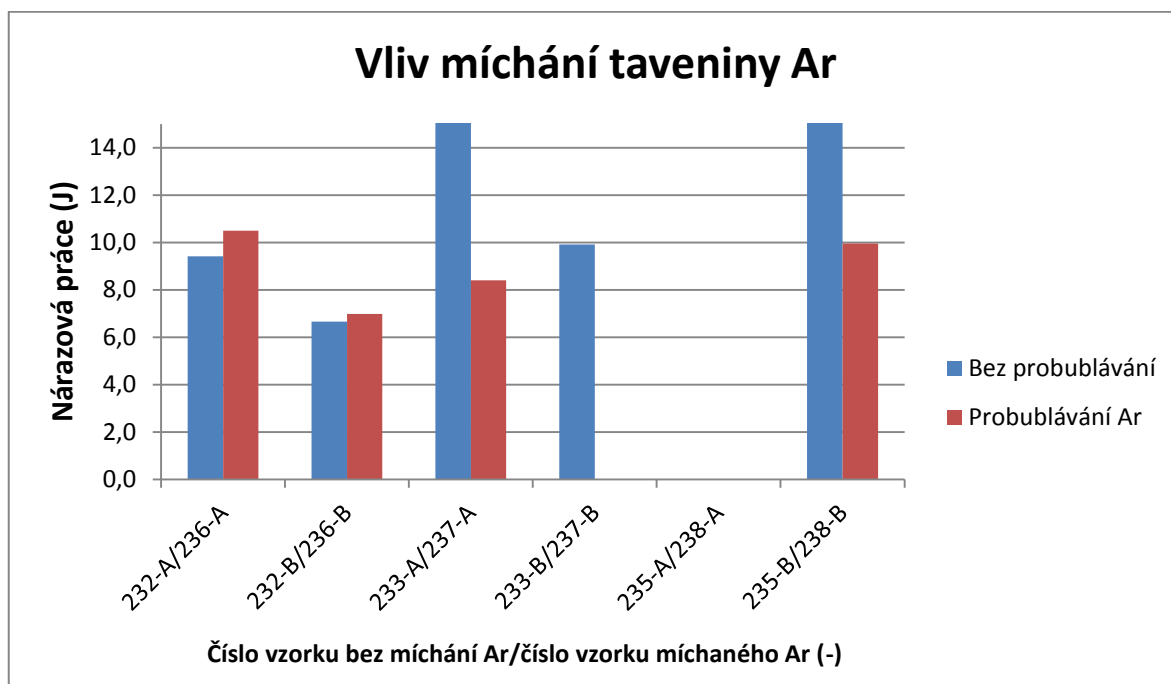


Obr. 20 Graf regresní analýzy

V případě tepelného zpracování B vyšla P-hodnota 0,001, což je méně než 0,05, z čehož vyplývá, že s pravděpodobností 95% je mezi hodnotami nárazové práce a obsahem manganu závislost.

Výsledky regresní analýzy u vzorků zpracovaných postupem B jsou zcela zřejmé – mezi obsahem manganu v oceli a hodnotou nárazové práce je závislost. U vzorků zpracovaných postupem A se na hodnotách nárazové práce pravděpodobně podílí i jiný vliv, proto výsledky regresní analýzy jednoznačně nekorelují.

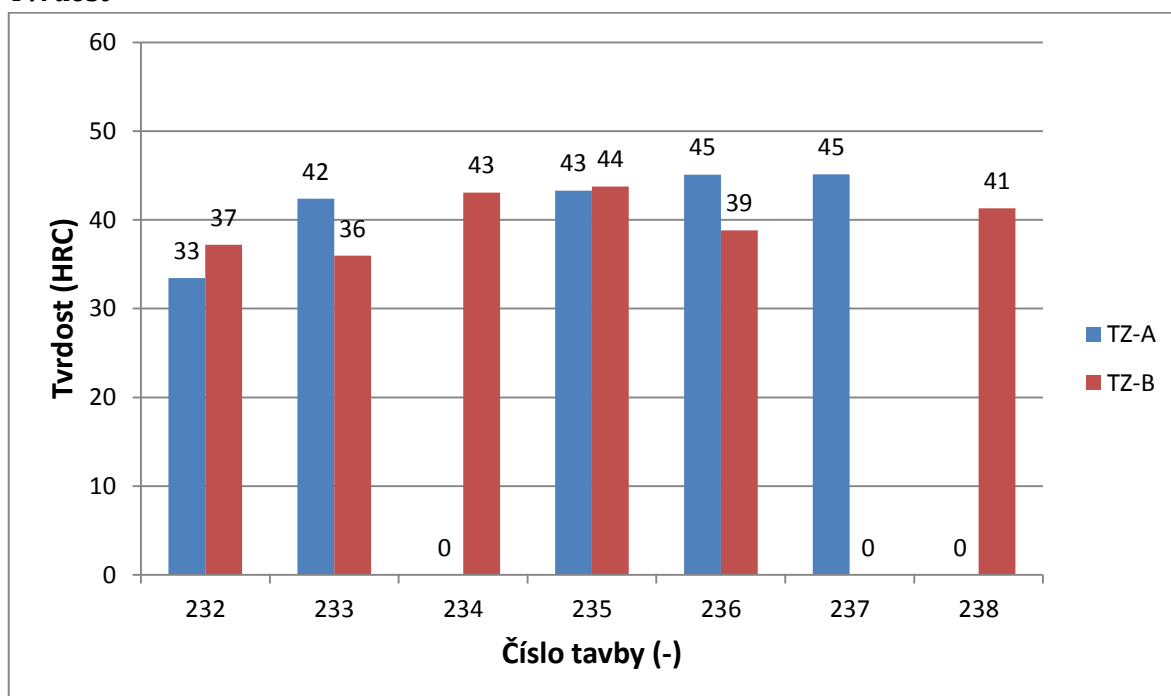
Dalším zkoumaným vlivem v této sérii taveb byl vliv míchání taveniny v peci argonem na nárazovou práci. Výsledky hodnocení jsou shrnuty v Grafu 21. Na ose x jsou uvedeny vždy dva vzorky, které mají stejné chemické složení a jsou zpracovány stejným postupem tepelného zpracování, aby bylo umožněno srovnání. Jde tedy v podstatě o totožné vzorky, s tím rozdílem, že jeden byl odlit z taveniny, která byla v průběhu tavení míchána argonem.



Graf 21 Výsledky zkoumání vlivu míchání taveniny v peci argonem na nárazovou práci

Výsledky zobrazené v Grafu 21 ukazují, že míchání taveniny argonem nemělo na hodnoty nárazové práce významný vliv. Neprokázalo se, že by v případě ocelí odlitých z taveniny míchané argonem bylo dosaženo vyšších výsledků nárazové práce.

Tvrdoost



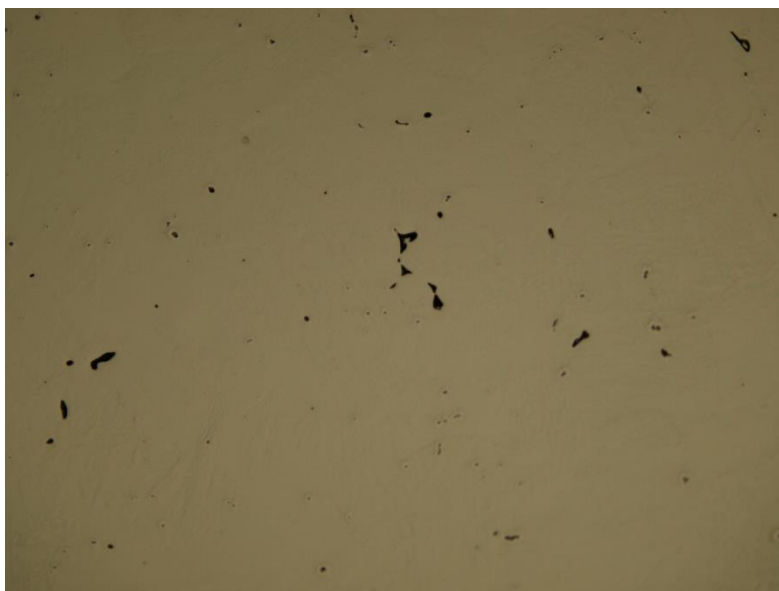
Graf 22 Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb ve druhé sérii

Zhodnocení výsledků tvrdosti

Graf 22 ukazuje výsledky naměřených tvrdostí u jednotlivých ocelí. Žádný vzorek nedosáhl požadované hodnoty tvrdosti 50HRC. Oproti výsledkům z první série taveb jsou menší rozdíly mezi tvrdostmi měřených ocelí. Pro vzorky zpracované postupem A jsou hodnoty tvrdosti v rozmezí 33-45HRC, pro vzorky zpracované postupem B v rozmezí 36-44HRC. Při porovnání tvrdosti se změnami v chemickém složení opět nelze učinit nějaké závěry. Oproti první sérii taveb nelze určit, které tepelné zpracování má lepší vliv na hodnotu tvrdosti.

Metalografické vyhodnocení

Na zhotoveném neleptaném metalografickém výbrusu se opět vyskytuje velký počet ředin. Z toho lze usoudit, že metalurgický postup výroby oceli není stále optimální a je třeba ho upravit. Snímek neleptané struktury je na Obr. 21.

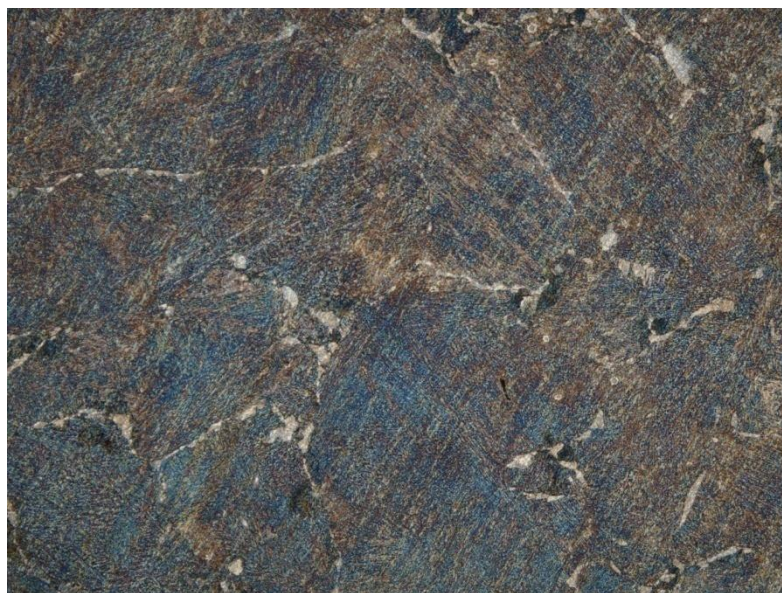


Obr. 21 Řediny v oceli 235-A, zvětšeno 100x, neleptáno

I přes to, že byly vzorky zpracovány stejným postupem tepelného zpracování, jako vzorky v první sérii, u tepelného zpracování A se ve většinou vyskytuje odlišná struktura od vzorků z první série taveb. Namísto očekávané feriticko-perlitické struktury mají vzorky smíšenou strukturu bainitu a martenzitu. Změně odpovídají i odlišné výsledky nárazové práce a tvrdosti, kdy v této sérii taveb mají z nějakého důvodu vyšší nárazovou práci vzorky zpracované tepelným zpracováním A a hodnoty tvrdosti pro obě sady vzorků jsou srovnatelné.



Obr. 22 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 237-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem



Obr. 23 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 236-B, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem

Na Obr. 23 lze pozorovat segregace na hranicích zrn. Dle těchto segregací je možné posoudit velikost primárních zrn. Zrna jsou poměrně velká, což z hlediska mechanických vlastností není výhodné.

Návrh dalšího postupu

U ocelí odlitých v této sérii taveb nebyly naměřeny požadované mechanické vlastnosti. Byl zaznamenán vliv obsahu manganu na nárazovou práci a zkoumán vliv míchání taveniny v peci argonem na nárazovou práci, který se u sledovaných taveb neprokázal.

Pro další sérii taveb bylo navrženo chemické složení takové, aby se ověřil vliv obsahu manganu na nárazovou práci pozorovaný v minulé sérii taveb. Protože jsou hodnoty nárazové práce stále nedostatečné, byla navržena další změna metalurgického postupu a modifikace postupu tepelného zpracování.

4.3 3. série taveb

4.3.1 Postup

Ve třetí sérii taveb bylo upraveno chemické složení, metalurgický postup a navrženo nové tepelné zpracování - C a D.

Bylo provedeno celkem 7 taveb (tavby 239-245). Z těchto taveb byly odlity kýlové bloky, ze kterých bylo zpracováno 7 sad vzorků pro zkoušku rázem v ohybu, polovina z nich byla tepelně zpracována postupem C, druhá polovina postupem D.

Chemické složení

Návrh chemického složení třetí série taveb byl proveden tak, aby se ověřil vliv manganu na nárazovou práci, který byl pozorován v předchozí sérii taveb. Zároveň byl postupně zvyšován obsah křemíku za účelem sledování jeho vlivu na tvrdost oceli.

Tavba 239: První tavba slouží opět jako standard pro porovnání obsahu prvků v dalších tavních.

Tavba 240: Snížení obsahu manganu, zvýšení obsahu křemíku

Tavba 241: Zvýšení obsahu manganu, zvýšení obsahu křemíku

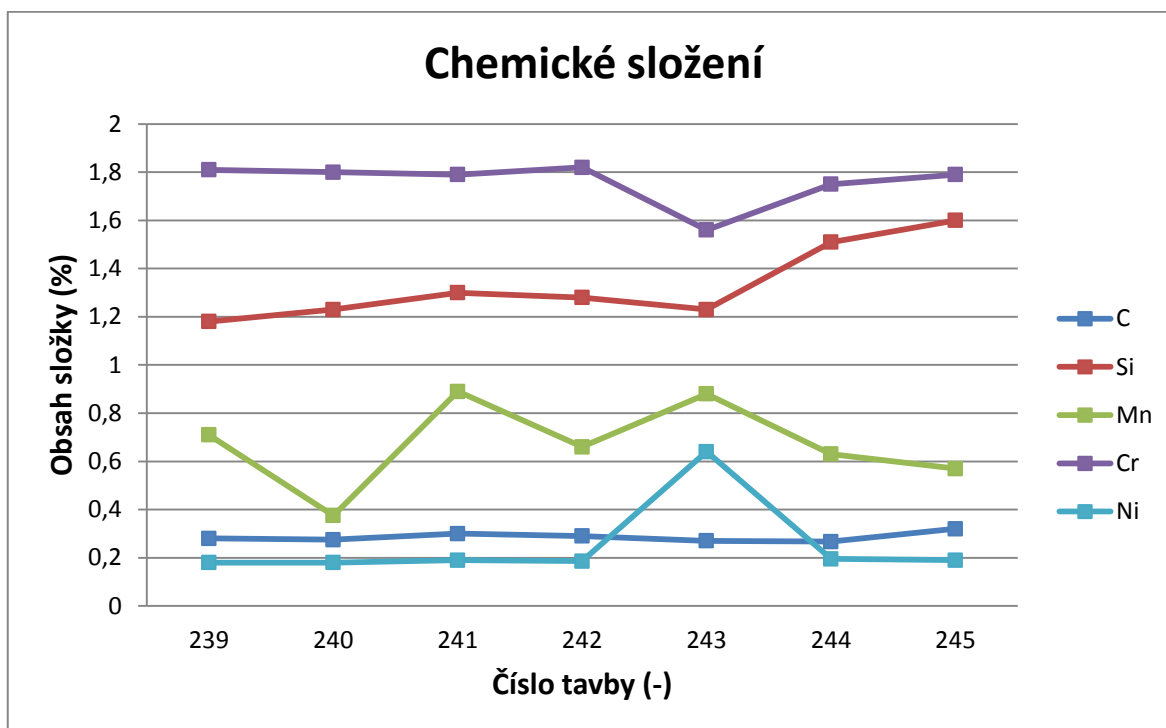
Tavba 242: Mírné zvýšení obsahu křemíku

Tavba 243: Zvýšení obsahu manganu a niklu spolu se snížením obsahu chromu

Tavba 244: Zvýšení obsahu křemíku

Tavba 245: Zvýšení obsahu křemíku

Graf 23 znázorňuje výsledky měření chemického složení z hotového odlitku pomocí spektrálního analyzátoru.



Graf 23 Přehled chemického složení jednotlivých taveb ve třetí sérii

Tepelné zpracování

V této sérii taveb bylo upraveno tepelné zpracování. Byl vypuštěn poslední krok tepelného zpracování - popouštění, aby mohl být pozorován vliv popouštění na výsledné mechanické hodnoty.

Tabulka 7 Plán tepelného zpracování

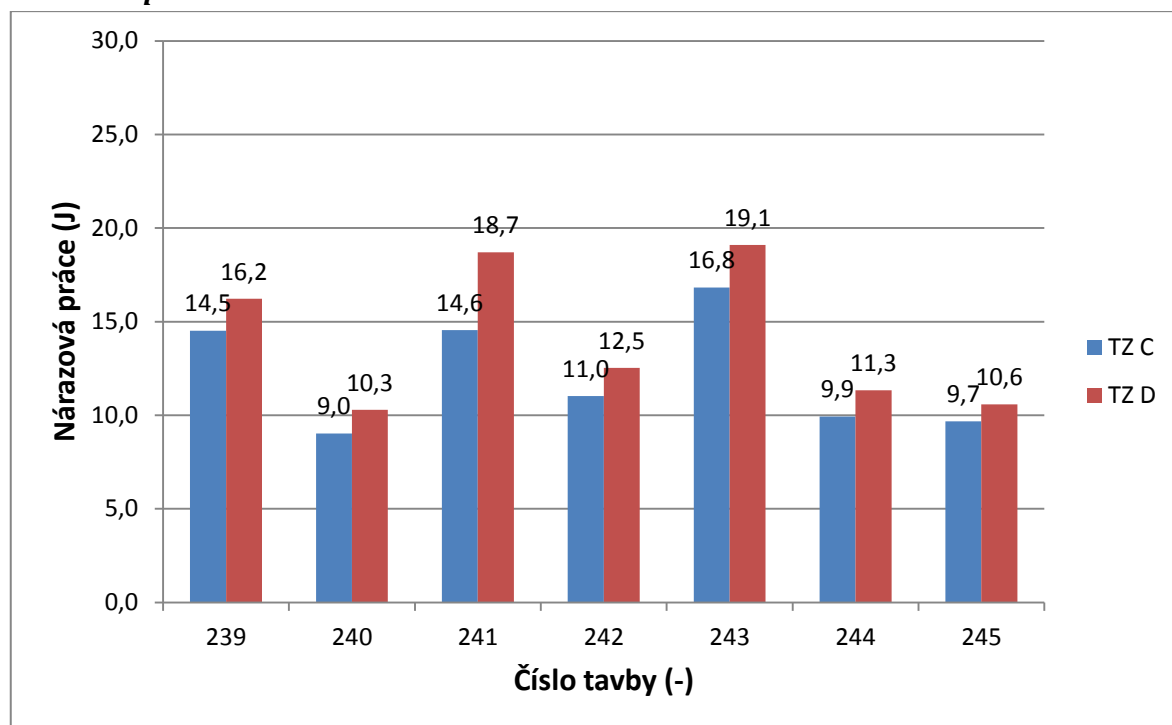
Tepelné zpracování	Kalení	Žíhání	Popouštění
TZ-C	1040°C	920°C	
TZ-D	1000°C	960°C	

Metalurgický postup

Pro tuto sérii taveb byla provedena změna v postupu dezoxidace oceli. K dosud používané dezoxidaci hliníkem byla přidána následná dezoxidace zirkoniem.

4.3.2 Výsledky

Nárazová práce

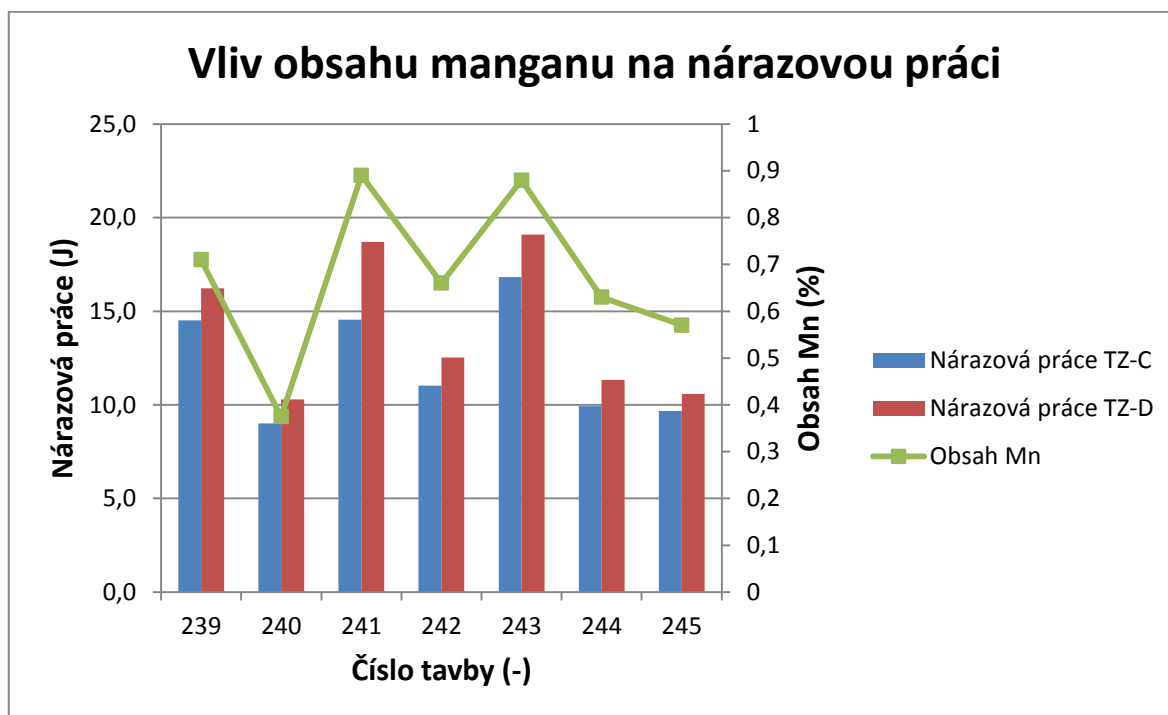


Graf 24 Hodnoty nárazové práce u třetí série taveb

Zhodnocení výsledků nárazové práce

Výsledky změřené nárazové práce zobrazené v Grafu 24 ukazují, že stále nebylo dosaženo požadované nárazové práce 25J. Některé tavby se však přibližují hranici 20J, zejména tavby s vyšším obsahem manganu, zpracované postupem tepelného zpracování D. Hodnoty nárazové práce pro vzorky zpracované postupem C se pohybují v rozmezí 9-17J, u vzorků zpracovaných postupem D v rozmezí 10-19J.

Při porovnání hodnot nárazové práce oceli s obsahem manganu se potvrzuje příznivý vliv vyššího obsahu manganu na nárazovou práci, tj. houževnatost oceli. Porovnání naměřených výsledků umožňuje Graf 25.



Graf 25 Trend růstu nárazové práce spolu s rostoucím obsahem manganu v oceli

Stejně jako u druhé série taveb, hodnoty nárazové práce korelují se změnami koncentrace manganu u jednotlivých taveb.

Vliv obsahu manganu na nárazovou práci byl opět ověřen statisticky regresní analýzou.

Regression Analysis: Nárazová práce TZ-C versus Obsah manganu

The regression equation is

Nárazová práce TZ-C = 2,18 + 14,9 Obsah manganu

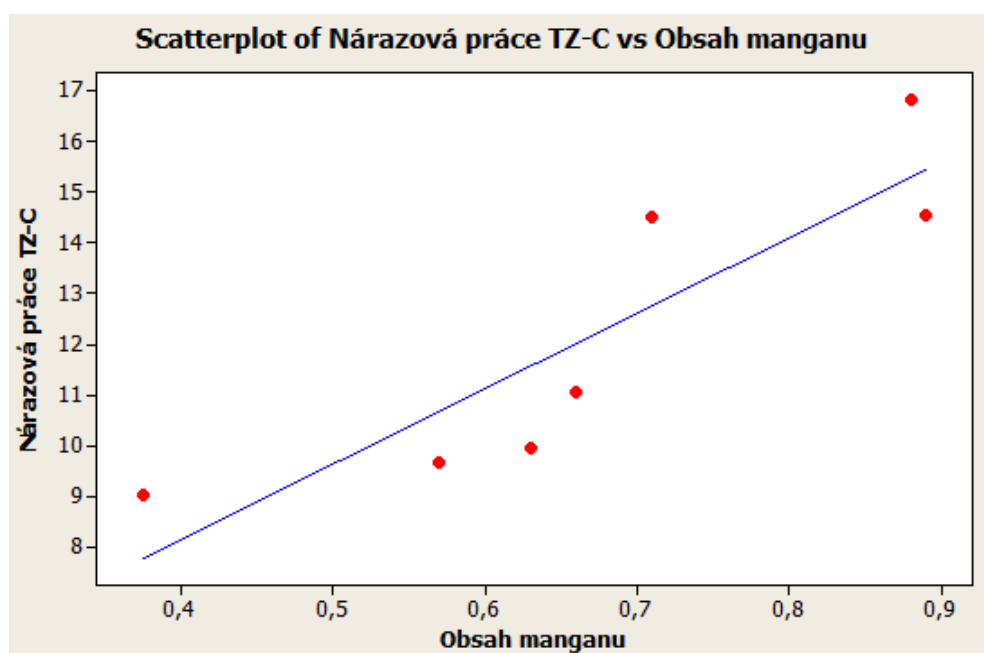
Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	2,179	2,494	0,87	0,422
Obsah manganu	14,907	3,595	4,15	0,009

S = 1,57813 R-Sq = 77,5% R-Sq(adj) = 73,0%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	1	42,829	42,829	17,20	0,009
Residual Error	5	12,452	2,490		
Total	6	55,282			

Obr. 24 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab



Obr. 25 Graf regresní analýzy

V případě tepelného zpracování C byla spočtena P-hodnota 0,009, z toho lze s 95% jistotou říci, že je nárazová práce závislá na obsahu manganu.

Regression Analysis: Nárazová práce TZ-D versus Obsah manganu

The regression equation is

Nárazová práce TZ-D = 0,99 + 19,5 Obsah manganu

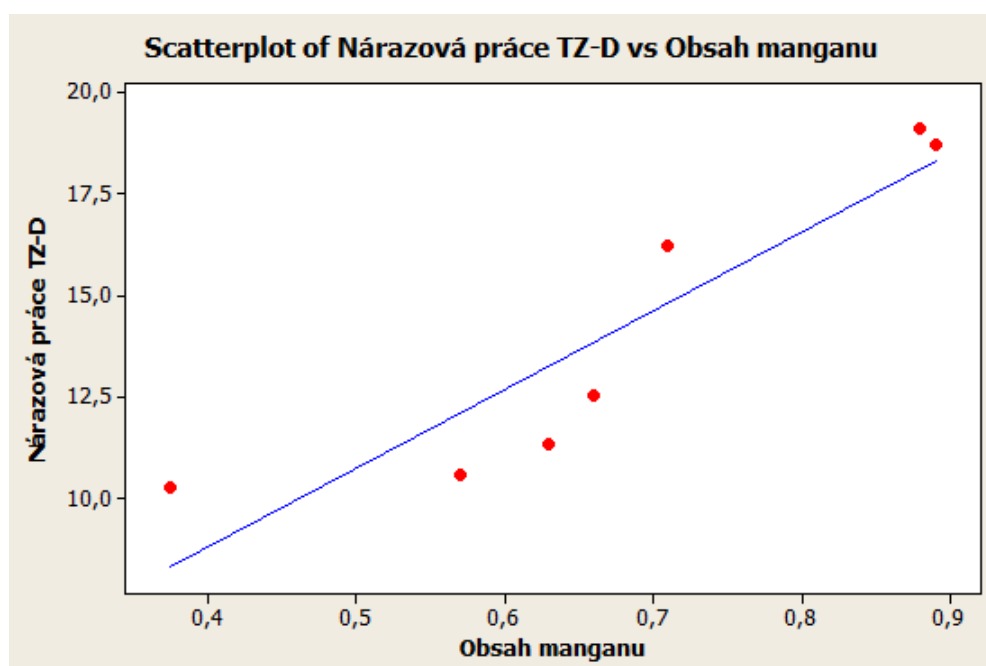
Predictor	Coef	SE Coef	T	P
Constant	0,993	2,712	0,37	0,729
Obsah manganu	19,467	3,910	4,98	0,004

S = 1,71651 R-Sq = 83,2% R-Sq(adj) = 79,9%

Analysis of Variance

Source	DF	SS	MS	F	P
Regression	1	73,043	73,043	24,79	0,004
Residual Error	5	14,732	2,946		
Total	6	87,775			

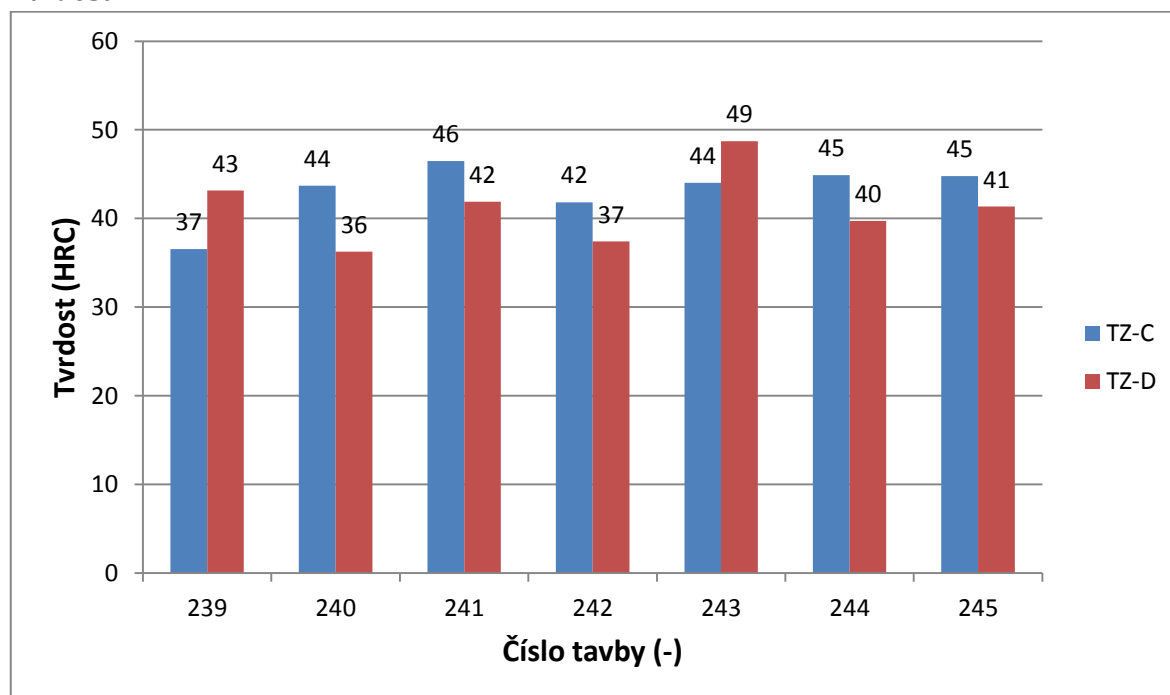
Obr. 26 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab



Obr. 27 Graf regresní analýzy

Regresní analýza pro tepelné zpracování D potvrdila závislost mezi obsahem manganu a nárazovou prací (P-hodnota 0,004). Ověřil se tak příznivý vliv vyššího obsahu manganu na nárazovou práci, který je popsán v teoretické části práce.

Tvrdost



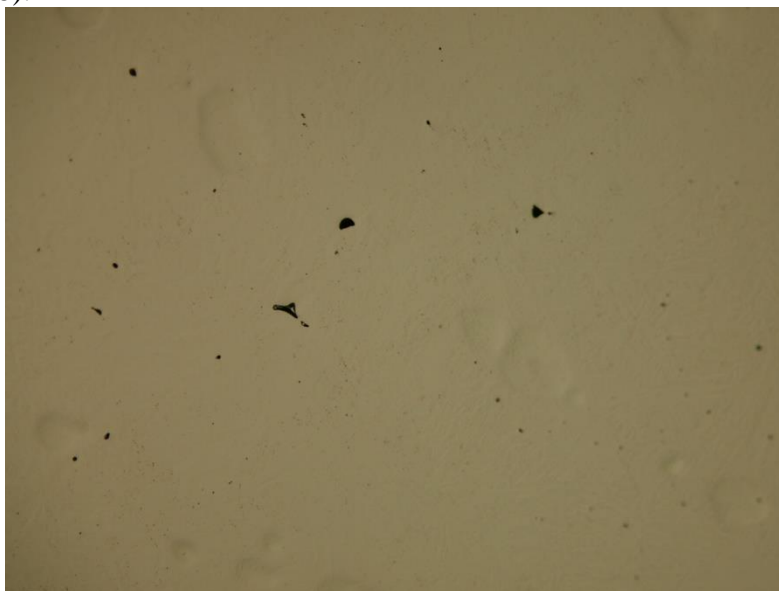
Graf 26 Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb ve třetí sérii

Zhodnocení výsledků tvrdosti

V této sérii taveb nebylo u žádné z ocelí dosaženo požadované tvrdosti 50HRC, některé oceli se však k této hranici přiblížily. Při pohledu na Graf 26 je zřejmé, že hodnoty tvrdosti jsou pro daná tepelná zpracování srovnatelné. Při zpracování C se hodnoty tvrdosti pohybují v rozmezí 37-46HRC a při zpracování D v rozmezí 36-49HRC. Z porovnání hodnot tvrdostí se změnami v chemickém složení opět nelze vyvozovat závěry. Pravděpodobně tvrdost závisí především na tepelném zpracování a jím vyvolané struktury oceli. Rovněž nelze stanovit, která volba tepelného zpracování zaručí vyšší hodnoty tvrdosti.

Metalografické vyhodnocení

Ani upravený metalurgický postup v této sérii taveb nepomohl odstranit řediny vznikající v oceli (Obr. 28).



Obr. 28 Řediny v oceli 245-B, zvětšeno 100x, neleptáno



Obr. 29 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 240-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem. Místy se objevují perlitické kolonie

Tepelné zpracování C i D vyprodukovalo téměř totožnou strukturu. Oceli po obou tepelných zpracováních mají smíšenou bainitickou a martenzitickou strukturu (Obr. 29).

Návrh dalšího postupu

V této sérii taveb byl prokázán příznivý vliv vyššího obsahu manganu na nárazovou práci. Vliv dalších prvků na nárazovou práci ani zásadní vliv křemíku na tvrdost oceli nebyl průkazný. Lze tedy usoudit, že pro další postup je třeba zaměřit se na dezoxidaci oceli a především úpravu tepelného zpracování.

4.4 4. série taveb

4.4.1 Postup

Tato série taveb byla zaměřena na vliv tepelného zpracování a dvou různých dezoxidačních přísad na nárazovou práci.

Byly provedeny celkem 4 tavby (tavby 248-251). Z těchto taveb byly odlity kýlové bloky, ze kterých bylo zpracováno 8 sad vzorků pro zkoušku rázem v ohybu. Tavby 238 a 239 byly dezoxidovány nejdříve hliníkem a následně Mischmetalem, tavby 240 a 251 nejdříve také hliníkem a následně FeSiCa.

Byly navrženy 4 různé postupy tepelného zpracování - G, H, I, J. Z každé tavby bylo k dispozici 8 vzorků, z nichž polovina byla tepelně zpracována jedním postupem a druhá odlišným postupem tak, aby bylo možno určit zároveň vliv tepelného zpracování i dezoxidace.

Chemické složení

V této sérii měly všechny tavby stejné chemické složení. Obsah uhlíku, křemíku a chromu byl na spodní hranici povolené tolerance, obsah manganu a niklu na horní hranici tolerance.

Tepelné zpracování

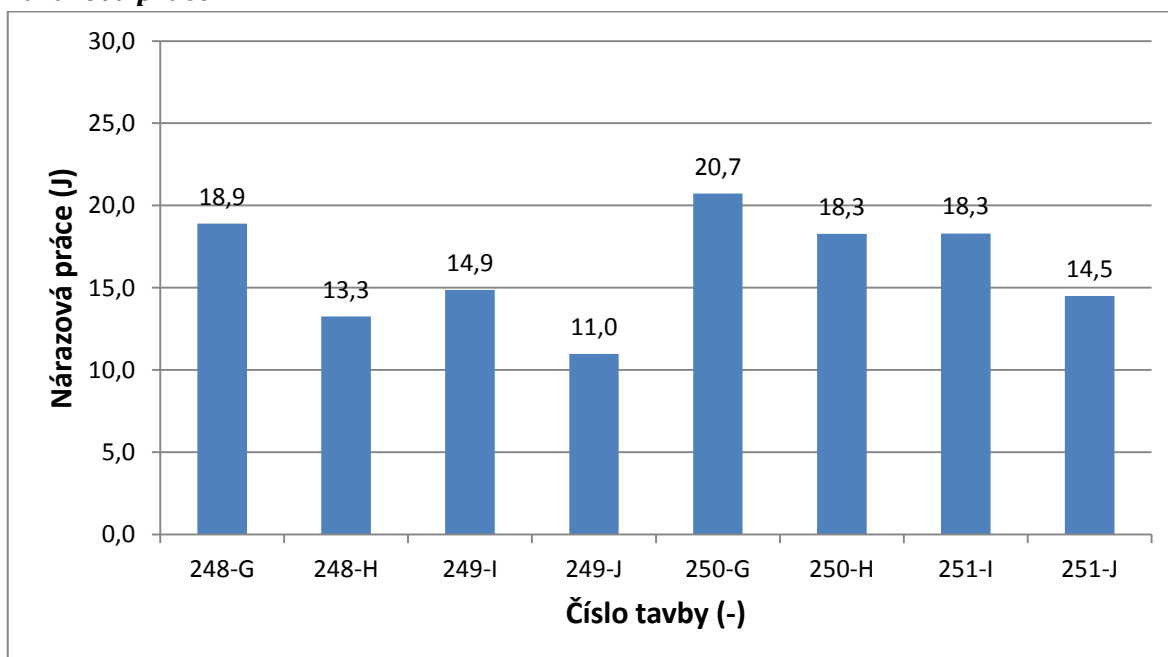
V této sérii taveb byly navrženy čtyři různé postupy tepelného zpracování. Předchozí použitá tepelná zpracování se ukázala jako nevhodná pro získání vysoké nárazové práce. Bylo zaměřeno pořadí normalizačního žíhání a kalení. Při normalizačním žíhání by měla vzniknout jemnější struktura vhodná pro kalení. Kalení bylo navrženo tak, aby vznikala bainitická struktura, která je z hlediska houževnatosti výhodnější než křehká martenzitická struktura.

Tabulka 8 Plán tepelného zpracování

Tepelné zpracování	Normalizační žíhání	Kalení	Popouštění
TZ-G	1040°C	920°C	200
TZ-H	1000°C	960°C	220
TZ-I	1000°C	960°C	220
TZ-J	1040°C	920°C	450

Metalurgický postup

Tato série taveb se zabývala mimo optimalizace postupu tepelného zpracování i vlivem použití Mischmetallu a FeSiCa na nárazovou práci. Byly provedeny vždy dvě tavby s každou z těchto dezoxidačních přísad.

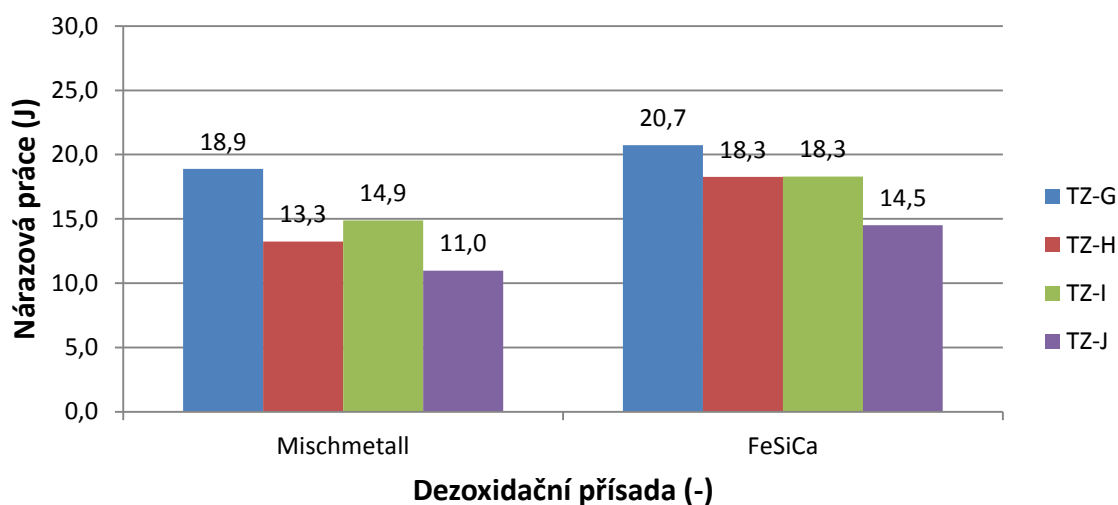
4.4.2 Výsledky***Nárazová práce***

Graf 27 Hodnoty nárazové práce u čtvrté série taveb

Zhodnocení výsledků nárazové práce

Výsledky změřené nárazové práce zobrazené v Grafu 27 ukazují, že stále nebylo dosaženo požadované nárazové práce 25J. Nejvyšší nárazové práce dosáhla ocel zpracovaná postupem tepelného zpracování G, nejnižší pak ocel zpracovaná postupem J. Celkově se hodnoty nárazové práce pohybovaly v rozmezí 11-20J, rozdíly mezi sadami vzorků jsou tedy téměř dvojnásobné. Vliv všech použitých tepelných zpracování na nárazovou práci je shrnut v Grafu 28.

Vliv tepelného zpracování

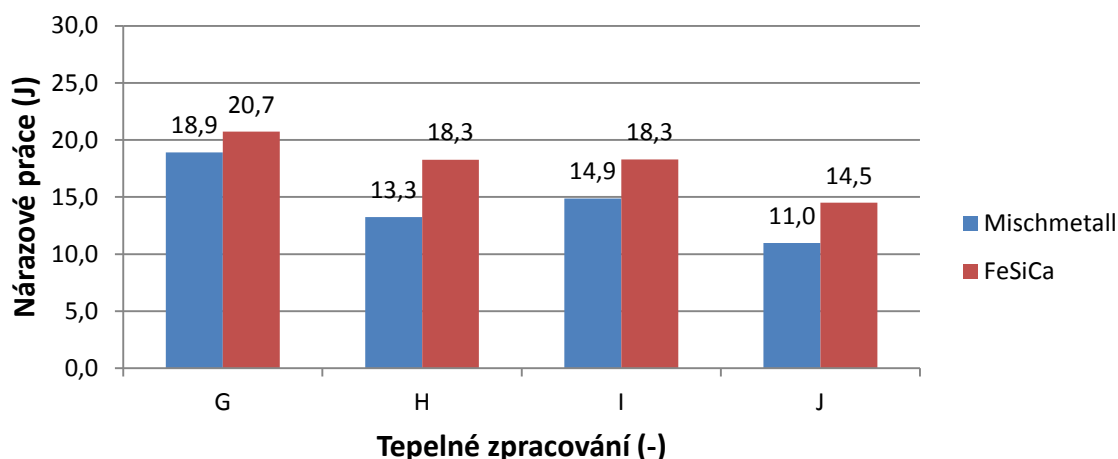


Graf 28 Vliv tepelného zpracování na nárazovou práci

Z Grafu 28 vyplývá, že nejvyšší nárazové práce bylo dosaženo při použití tepelného zpracování G. U tepelného zpracování J bylo použito vysokoteplotní popouštění. Při použití tohoto tepelného zpracování dosáhly vzorky nejnižších hodnot nárazové práce, pravděpodobně se u nich projevila některá forma popouštěcí křehkosti.

Z Grafu 28 lze rovněž vyčíst, že oceli dezoxidované přísadou FeSiCa dosahují vyšší hodnoty nárazové práce. Detailnější náhled nabízí Graf 29.

Vliv použité dezoxidační přísady



Graf 29 Vliv použité dezoxidační přísady na nárazovou práci

Všechny vzorky, které byly dezoxidovány přísadou FeSiCa dosahovali vyšší nárazové práce.

Tvrдост

Graf 30 Výsledky tvrdosti oceli ze čtvrté série taveb

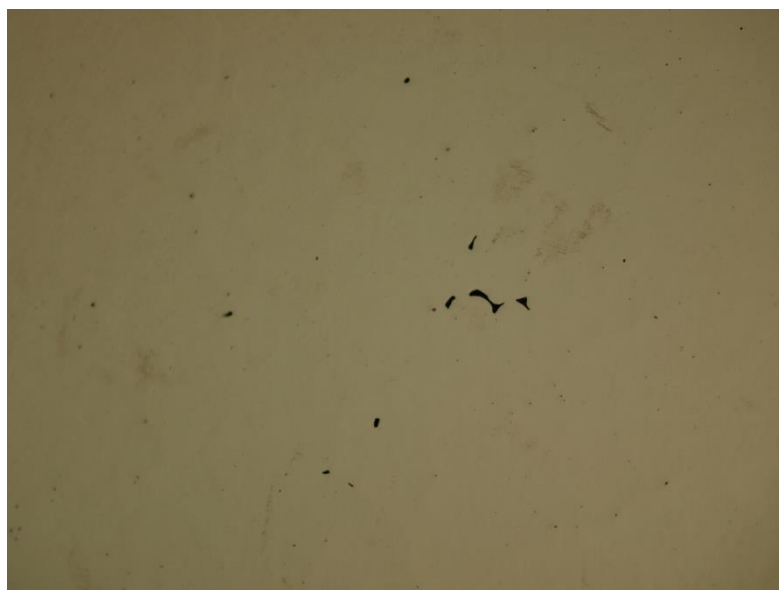
Graf 30 popisuje výsledky měření tvrdosti u čtvrté série taveb. Graf zobrazuje vliv tepelného zpracování a zároveň i vliv dezoxidace.

Zhodnocení výsledků tvrdosti

Oproti minulým sériím taveb se podařilo přiblížit se těsně k hranici 50HRC (v některých případech ji i překonat), což je jedním z cílů této práce. Dle naměřených hodnot zobrazených v Grafu 30 lze říci, že ve sledovaných tavebách změny v postupu zpracování, či tepelném zpracování, neměly vliv na hodnotu tvrdosti.

Metalografické vyhodnocení

Obr. 31 ukazuje nelepťanou strukturu oceli z této série taveb. V této sérii taveb se počet a velikost ředin zmenšil, jak však lze na Obr. 30 pozorovat, stále se ve vzorcích vyskytují.



Obr. 30 Řediny v oceli 251-I, zvětšeno 100x, nelepťáno

Díky nově navrženým tepelným zpracováním byla dosažena jemnozrnná struktura, která se skládá převážně z bainitu a martenzitu. U oceli zpracovaných postupem tepelného zpracování G byl viditelně vyšší podíl bainitu.



Obr. 31 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 250-G, zvětšeno 500x, leptáno 5% nitalem.

Ocel se strukturou zobrazenou na Obr. 31 dosáhla nejvyšší hodnoty nárazové práce. Ocel má převážně bainitickou strukturu, ve které místy vystupuje martenzit.



Obr. 32 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 251-J, zvětšeno 500x, leptáno 5% nitalem.

Naproti tomu má ocel zobrazená na Obr. 32 strukturu převážně martenzitickou. Tato ocel dosáhla nejnížší nárazové práce z celé série, z čehož je možné vyvodit závěr, že vyšší podíl martenzitu ve struktuře způsobí snížení nárazové práce.

5. ZÁVĚR A DOPORUČENÍ

Práce byla zaměřena na optimalizaci zákazníkem používané oceli. Cílem bylo dosáhnout požadovaných mechanických vlastností, konkrétně nárazové práce 25J při teplotě -40°C a tvrdosti 50HRC. Optimalizace probíhala prostřednictvím úpravy chemického složení kovu, metalurgického postupu a postupu tepelného zpracování oceli.

Celkem byly odlity 4 série taveb, v rámci kterých bylo odlito 26 kýlových bloků. Z provedených měření a pozorování bylo zjištěno:

- provedené změny v chemickém složení kovu a metalurgickém a tepelném zpracování oceli nevedlo k dosažení požadovaných hodnot nárazové práce
- u sledovaných taveb nebyl prokázán výrazný vliv některého legujícího prvku na nárazovou práci mimo manganu
- obsah manganu má přímý vliv na hodnotu nárazové práce. S rostoucím obsahem manganu vzrůstá i nárazová práce, což je v souladu s teoretickým rozbohem
- nebyl prokázán výrazný vliv některého legujícího prvku na tvrdost
- největší vliv na hodnotu nárazové práce měl postup tepelného zpracování
- tepelné zpracování, které je v současnosti využíváno zákazníkem, je nevhodné
- nejvyšší nárazové práce bylo dosaženo postupem tepelného zpracování G
- bylo zjištěno, že dezoxidace taveniny má významný vliv na hodnoty nárazové práce, přičemž nejlepších výsledků bylo dosaženo kombinovanou dezoxidací hliníkem a FeSiCa
- vliv dmýchání argonu do taveniny během tavení na hodnoty nárazové práce nebyl u sledovaných taveb zaznamenán
- ve vzorcích pro zkoušku rázem v ohybu bylo v některých případech nalezeno velké množství ředin. Řediny mohou mít nepříznivý vliv na nárazovou práci, proto je třeba se v další fázi vývoje zaměřit na jejich potlačení
- feriticko-perlitická struktura se ukázala jako nevhodná, nejlepších výsledků nárazové práce i tvrdosti bylo dosaženo u ocelí s bainitickou strukturou.

Požadovaných vlastností oceli, která je předmětem řešení vlastní diplomové práce, nebylo v současnosti dosaženo. Cíle diplomové práce byly však bezezbytku splněny. Pro další fázi vývoje technologie a metalurgie výroby oceli s požadovanou hodnotou nárazové práce při teplotě -40°C a hodnotě HRC 50 doporučuji:

- v některých vzorcích se objevilo velké množství mikrostaženin a ředin, které nepříznivě ovlivnily výsledné hodnoty nárazové práce. Proto doporučuji při nadcházejících experimentech klást důraz na odstranění těchto problémů
- možným původcem vzniku velkého množství ředin a mikrostaženin může být rychlé chladnutí a následně tuhnutí spodní části kýlového bloku, kdy nálitková část nestihne efektivně dosazovat do již zčásti natuhlého kovu. Proto navrhuji pro další

experimenty použít kýlového bloku o tloušťce 50mm. Volbou tohoto bloku bude zároveň umožněno efektivnější vyplouvání vměstků

- úprava tepelného zpracování G. Zkoumání vlivu rychlosti ochlazování při kalení (použití různých kalících médií)
- provedení analýzy vměstků
- zkoumání závislosti mezi množstvím přidaného dezoxidačního prostředku (FeSiCa) a množstvím a morfologií vměstků
- hledání příčiny vzniku vměstků, zda vznikají již v tavícím agregátu, nebo až po odlití.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. *Oceli do nízkých a kryogenních teplot.* 1998. Dostupné z: http://www.ateam.zcu.cz/download/nizke_teploty.pdf
2. About.com: Metals. *About.com: Metals* [online]. 2002 [cit. 2013-11-08]. Dostupné z: <http://metals.about.com/library/bldef-Transition-Temperature.htm>
3. VACH, R. Tranzitní lomové chování, VUT FSI ÚMVI, [online], URL: <<http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/04%20%Tranzitni%20lomove%20chovani.doc>>
4. Houževnatost. In: *Houževnatost* [online]. [cit. 8.11.2013]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/podklady-pro-vyuku-zimni-semestr>
5. Why the RMS Titanic fractured: Clues from the ship's hull. *Basal science clarified: Looking at the Impact of Science on our lives* [online]. 2012 [cit. 2013-11-08]. Dostupné z: <http://bsclarified.wordpress.com/2012/04/12/why-the-rms-titanic-fractured-clues-from-the-ships-hull/>
6. The Charpy Impact Test and Fracture Toughness. *The University of Vermont* [online]. [cit. 2013-11-08]. Dostupné z: <http://www.uvm.edu/~dhitt/me124/CharpyImpactNotes.pdf>
7. DIETER, George Ellwood. *Mechanical metallurgy*. 3rd ed. New York: McGraw-Hill, c1986, xxiii, 751 p. ISBN 00-701-6893-8.
8. Transition temperature. *Institute of engineering: Suranaree university of technology* [online]. 2007 [cit. 2013-11-08]. Dostupné z: [http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/pdf/14 Brittle fracture and impact testing-8-20.pdf](http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/pdf/14%20Brittle%20fracture%20and%20impact%20testing-8-20.pdf)
9. VLK, Miloš a Zdeněk FLORIAN. *Mezní stavy a spolehlivost*. Brno, 2007. Dostupné z: <http://www.zam.fme.vutbr.cz/~vlk/meznistavy.pdf>. Skripta. VUT v Brně.
10. BLAIR, Malcolm a Thomas L STEVENS. *Steel castings handbook*. 6th ed. Materials Park, OH: ASM International, c1995, 1 v. (various pagings). ISBN 08-717-0556-7.
11. FRANÇOIS, Dominique, A PINEAU a A ZAOUI. *Mechanical behavior of materials*. Boston: Kluwer Academic Publishers, 1998, 2 v. ISBN 07923489582.
12. Rozdělení korozivzdorných materiálů. In: *Ústav materiálového inženýrství: Fakulta strojní* [online]. [cit. 2013-11-15]. Dostupné z: http://umi.fs.cvut.cz/files/01_kkm_rodeleni_korozivzdornych_materialu.pdf
13. SKOČOVSKÝ, P. a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Grafitické Liatiny*. Žilina: EDIS, 2005. ISBN 80-8070-390-6.

14. NOVOTNÁ, Eva. Zkouška rázem v ohybu. In: *ÚMVI: Ústav materiálových věd a inženýrství* [online]. [cit. 2013-11-15]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/zmv/Index.html>
15. ČSN ISO 148-1. *Kovové materiály: Zkouška rázem v ohybu metodou Charpy*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2010.
16. Houževnatost. In: *Institute of Physics of Materials: Academy of Sciences of the Czech Republic* [online]. [cit. 2013-11-15]. Dostupné z: <http://www.ipm.cz/group/fracture/vyuka/doc/P07.pdf>
17. MOLLIKOVÁ, E., P. KALÁB, L. STRÁNSKÝ a J. SEDLÁČEK. Zkouška rázem v ohybu. In: *Fakulta strojního inženýrství: Vysoké učení technické v Brně* [online]. [cit. 2013-11-19]. Dostupné z: <http://drogo.fme.vutbr.cz/opory/pdf/umvi/zk.raz.ohybu.pdf>
18. VÁŇOVÁ, Petra. *Základy tepelného zpracování*. Studijní opora. Vysoká škola Báňská - Technická univerzita Ostrava.
19. ŠENBERGER, Jaroslav. *Metalurgie oceli na odlitky*. 1. vyd. Brno: CERM, 2003, 148 s. ISBN 80-214-2509-1.
20. COMMITTEE, Prepared under the direction of the ASM Handbook a Prepared PLANNED. *ASM handbook*. Rev. ed. [ie 10th ed.]. Materials Park, Ohio: American Society for Metals, 1991. ISBN 978-087-1703-798.
21. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-32.
22. ŠENBERGER, Jaroslav. *Roztoky kovů, nekovů a plynů v železe* [Přednáška]. [cit. 24.4.2014].
23. MCCRAE, J.V. a R.L. DOWDELL. Preliminary studies of the effect of deoxidation and mold conditions on the tensile properties of carbon steel castings. Washington, 1930.
24. ŠENBERGER, Jaroslav. *Metalurgie oceli na odlitky*. Vyd. 1. V Brně: VUTIMUM, c2008, 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.
25. ŠEBESTOVÁ, Hana a Petr SCHOVÁNEK. *Moderní technologie ve studiu aplikované fyziky: Krystalizace ocelí a litin* [prezentace]. Olomouc, 2013 [cit. 24.4.2014].
26. ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie litin*. Vyd. 1. Brno: PC-DIR, 1998, 166 s. Učební texty vysokých škol (Vysoké učení technické v Brně). ISBN 80-214-1263-1.

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Pohled na křehký a tvárný lom (vlevo křehký, vpravo houževnatý) [5]	13
Obr. 2 Mikroskopický pohled na křehký (vlevo) a houževnatý (vpravo) lom [6].....	14
Obr. 3 Uspořádání atomů v jednotlivých mřížkách a) bcc, b) fcc, c) hcp [10]	15
Obr. 4 Grafické znázornění krystalických mřížek a) austenitu (fcc), b) feritu (bcc), c) martenzitu (bct) [20]	17
Obr. 5 Normalizační žíhání [25]	28
Obr. 6 Princip zkoušky dle Charpyho (vlevo) a dle Izoda (vpravo) [14]	34
Obr. 7 Zkušební tyč s V-vrubem [14]	36
Obr. 8 Zkušební tyč s U-vrubem [14]	36
Obr. 9 Výpočet velikosti tvárního lomu [3]	38
Obr. 10 Charpyho kladivo	40
Obr. 11 Nádoba s lihovou lázní, kde se pomocí suchého ledu provádělo podchlazení vzorků	41
Obr. 12 Přeražené zkušební vzorky. Na obrázku je patrná koroze, materiál je ke korozi velmi náchylný (v době zkoušky byly vzorky bez koroze)	41
Obr. 13 Řediny v oceli 217-B, zvětšeno 100x, neleptáno	46
Obr. 14 Feriticko-perlitická struktura oceli 218-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem	46
Obr. 15 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 220-B, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem	47
Obr. 16 Feriticko-perlitická struktura oceli 224-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem	47
Obr. 17 Screenshot výsledků výpočtů provedených programem minitab	52
Obr. 18 Graf regresní analýzy.....	53
Obr. 19 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab.....	53
Obr. 20 Graf regresní analýzy.....	54
Obr. 21 Řediny v oceli 235-A, zvětšeno 100x, neleptáno	56
Obr. 22 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 237-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem	57

Obr. 23 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 236-B, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem	57
Obr. 24 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab.....	61
Obr. 25 Graf regresní analýzy.....	62
Obr. 26 Screenshot výsledků vypočtených programem Minitab.....	62
Obr. 27 Graf regresní analýzy.....	63
Obr. 28 Řediny v oceli 245-B, zvětšeno 100x, neleptáno	64
Obr. 29 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 240-A, zvětšeno 100x, leptáno 5% nitalem. Místy se objevují perlitické kolonie.....	64
Obr. 30 Řediny v oceli 251-I, zvětšeno 100x, neleptáno.....	68
Obr. 31 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 250-G, zvětšeno 500x, leptáno 5% nitalem.	69
Obr. 32 Smíšená struktura bainitu a martenzitu oceli 251-J, zvětšeno 500x, leptáno 5% nitalem.	69

SEZNAM GRAFŮ

Graf 1 Přejchod mezi křehkým a tvárným lomem [3]	13
Graf 2 Změna nárazové práce různých krystalických mřížek s teplotou [5]	15
Graf 3 Vliv obsahu uhlíku na hodnotu nárazové práce [3]	18
Graf 4 Vliv poměru Mn/C na tranzitní teplotu feritických ocelí [10]	19
Graf 5 Vliv manganu na tranzitní teplotu [3]	19
Graf 6 Vliv obsahu manganu na tranzitní teplotu [10]	20
Graf 7 Vliv obsahu niklu a dalších legujících prvků na tranzitní teplotu [3]	20
Graf 8 Hodnoty nárazové práce pro různé obsahy niklu [11].....	21
Graf 9 Vliv obsahu křemíku na tranzitní teplotu [13]	22
Graf 10 Vliv obsahu síry na tranzitní teplotu [10].....	23

Graf 11 Vliv velikosti zrna na tranzitní teplotu [8]	24
Graf 12 Vliv tepelného zpracování na vrubovou houževnatost.....	24
Graf 13 Výřez z metastabilního diagramu Fe-Fe ₃ C [20]	25
Graf 14 Vliv prvků na aktivitu kyslíku při 1600°C [22].....	30
Graf 15 Přehled chemického složení jednotlivých taveb v první sérii	43
Graf 16 Hodnoty nárazové práce u první série taveb	44
Graf 17 Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb v první sérii	45
Graf 18 Přehled chemického složení jednotlivých taveb ve druhé sérii	50
Graf 19 Hodnoty nárazové práce u druhé série taveb.....	51
Graf 20 Trend růstu nárazové práce spolu s rostoucím obsahem manganu v oceli.....	52
Graf 21 Výsledky zkoumání vlivu míchání taveniny v peci argonem na nárazovou práci .	55
Graf 22 Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb ve druhé sérii	55
Graf 23 Přehled chemického složení jednotlivých taveb ve třetí sérii	59
Graf 24 Hodnoty nárazové práce u třetí série taveb	60
Graf 25 Trend růstu nárazové práce spolu s rostoucím obsahem manganu v oceli.....	61
Graf 26 Hodnoty tvrdosti jednotlivých taveb ve třetí sérii	63
Graf 27 Hodnoty nárazové práce u čtvrté série taveb.....	66
Graf 28 Vliv tepelného zpracování na nárazovou práci	67
Graf 29 Vliv použité dezoxidační přísady na nárazovou práci.....	67
Graf 30 Výsledky tvrdosti ocelí ze čtvrté série taveb	68

SEZNAM TABULEK

Tabulka 1 Příklady ocelí použitelných za nízkých teplot [1]	10
Tabulka 2 Přehled nízkouhlíkových ocelí a jejich vlastností použitelných za nízkých teplot [1].....	11
Tabulka 3 Chemické složení původní oceli	12

Tabulka 4 Rozpětí, ve kterém je možno provádět úpravy chemického složení	12
Tabulka 5 Plán tepelného zpracování	43
Tabulka 6 Plán tepelného zpracování	50
Tabulka 7 Plán tepelného zpracování	59
Tabulka 8 Plán tepelného zpracování	66

